
**Vermeidungsstrategien fluiddynamischer Effekte beim Einsatz von
Schnellerwärmungstechnologien in der Warmumformung**

Von der Fakultät für Maschinenbau der
Technischen Universität Chemnitz

genehmigte
Dissertation
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur
Dr.-Ing.

vorgelegt

von M.Sc. Tobias Opitz

geboren am 02.06.1990 in Aachen

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. Welf-Guntram Drossel

Prof. Dr.-Ing. Egbert Baake

Tag der Einreichung: 12.12.2017

Tag der Verteidigung: 28.08.2018

Braunschweig, den 03.09.2018

Bibliografische Beschreibung

Opitz, Tobias

Thema

**Vermeidungsstrategien fluiddynamischer Effekte beim Einsatz von
Schnellerwärmungstechnologien in der Warmumformung**

Dissertation an der Fakultät für Maschinenbau der Technischen Universität Chemnitz, Institut
für Werkzeugmaschinen und Produktionsprozesse, Braunschweig, 03.09.18

213 Seiten

187 Abbildungen

18 Tabellen

161 Literaturzitate

Disclaimer

Veröffentlichungen über den Inhalt der Arbeit sind nur mit schriftlicher Genehmigung der
Volkswagen AG zugelassen. Die Ergebnisse, Meinungen und Schlüsse dieser Dissertation
sind nicht notwendigerweise die der Volkswagen AG.

Referat

Aufgrund fluiddynamischer Effekte bei der Schnellerwärmung für die Warmumformung wird die Applikation der Technologie erschwert. Die vorliegende Arbeit thematisiert diesen Effekt und evaluiert die Triebkräfte sowohl numerisch als auch im Experiment. Aufbauend darauf werden Vermeidungsstrategien aufgezeigt und experimentell validiert um eine Verschiebung der Beschichtung zu verhindern. Es können insbesondere die temperatursensitive Marangonikraft als auch die magnethydrodynamische Wirkung der Lorentzkraft bei einer induktiven Erwärmung als Haupttriebkkräfte identifiziert werden, die sich aufgrund identischer Kraftvektorrrichtungen überlagern und verstärken. Es hat sich gezeigt, dass für den vorliegenden Fall einer 20-30 μm dünnen AlSi-Beschichtung die Marangonikraft gegenüber der Lorentzkraft um einen Faktor von mindestens 68 überwiegt. Ein vergleichbarer Effekt ist auch bei konduktiver Erwärmung zu beobachten. Hinsichtlich möglicher Vermeidungsstrategien einer globalen Beschichtungsverschiebung bietet die Applikation von lokalen Flussbarrieren mittels Laser, Induktion oder Walztexturierung, sowie das Vermeiden einer freien Flüssigkeitsoberfläche durch Aufbringen einer Zusatzbeschichtung, das größte Potential.

Schlagworte

Warmumformung, Presshärten, Formhärten, induktive Erwärmung, AlSi-Beschichtung, Marangonikraft, Lorentzkraft, Beschichtungsverschiebung, VOF-Simulation

Abstract

The application of fast heating technologies for hot forming is hindered by fluiddynamic effects and a resulting coating shift. Present thesis investigates this effect to evaluate the driving forces numerically as well as experimentally. Based on this evaluation, strategies are developed and investigated to avoid a global displacement of the AlSi-coating. In case of inductive fast heating the main driving force is represented by a superposition of Lorentzian forces as well as surface tension related Marangoni forces with a force vector pointing from hot to cold regions on the blank. The numerical evaluation shows that in case of 20-30 μm thin layers of AlSi the Marangoni force is at least 68 times higher than the Lorentz force and therefore represents the main driving force. A comparable effect is observable in case of conduction heating. Local flow barriers realized by Laser, inductive heating or texturing as well as the avoidance of a free liquid-surface due to application of additional coating layers show huge potential to prevent a global coating flow.

Keywords

Hot stamping, press hardening, induction heating, aluminum-silicon coating, Marangoni forces, Lorentz forces, Coating shift, Coating flow, VOF-Simulation

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Doktorand der Abteilung „Technologieentwicklung für Werkzeugbau und Presswerk“ der Volkswagen AG am Standort Wolfsburg.

Bedanken möchte ich mich an dieser Stelle bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Welf-Guntram Drossel vom Lehrstuhl für Adaptronik und Funktionsleichtbau der TU Chemnitz für das mir entgegen gebrachte Vertrauen, die Unterstützung sowie die Übernahme des Hauptreferats der vorliegenden Arbeit. Für die Übernahme des Koreferats sowie der Unterstützung in magnethydrodynamischen Fragestellungen danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Egbert Baake vom Institut für Elektroprozessstechnik in Hannover.

Darüber hinaus gilt mein Dank meinen derzeitigen und ehemaligen Kollegen der Volkswagen AG, die an dieser Stelle nicht namentlich aufgeführt werden.

Weiterhin gilt mein Dank dem Institut für Elektroprozessstechnik in Hannover, namentlich Herrn Steinberg, für die Zusammenarbeit und Unterstützung in der Evaluation elektromagnetischer Kenngrößen. Außerdem den Kollegen vom Institut für Lasertechnik in Aachen und dem Institut für Strahlwerkzeuge in Stuttgart für die konstruktive Kooperation bei der Applikation von Umschmelzprozessen.

Für die Hilfe und Unterstützung bei der Erstellung des FEM-Simulationsmodells sowie der Durchführung komplexer Rechenvorgänge bedanke ich mich bei Fa. Ansys Germany, namentlich Herrn Dr. Kroeger, Herrn Dr. Budde und Herrn Lanfrit zudem bei Herrn Dr. Mohring von Fa. Trumpf Hüttinger für die Erstellung und Berechnung einer thermischen Simulation der konduktiven Blecherwärmung.

Ein besonderer Dank gebührt Frau Inga Fandrich, die mich insbesondere in der fordernden Phase vor Abgabe und Verteidigung der Arbeit bedingungslos unterstützt hat.

Zu guter Letzt gebührt ein großer Dank meinen Eltern, sowie meiner Familie, die mich jederzeit unterstützt und mir die Möglichkeiten für die Verwirklichung der eigenen Wege eröffnet haben.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung und Motivation.....	1
2	Stand der Wissenschaft und Technik.....	3
2.1	Warmumformung und Erwärmungstechnik.....	4
2.1.1	Warmumformung und Prozesskette	4
2.1.2	Erwärmungstechnik	5
2.2	Werkstoffe und Beschichtungen in der Warmumformung	10
2.2.1	Grundwerkstoff	10
2.2.2	Beschichtung	13
2.3	Thermokapillare Grenzflächenkonvektion – Marangonieffekt.....	18
2.4	Physikalische Gasphasenabscheidung.....	27
2.4.1	Grundlagen und Prozess	27
2.5	Lasertechnik.....	29
2.5.1	Absorption von Metallen	31
2.5.2	Konvektionsströmung bei Laserstrahlerwärmung	34
2.6	CFD-Simulation / VOF-Modell	35
3	Konzeption der Arbeit	37
3.1	Beschichtungsverschiebung – Phänomen und Wirkung.....	37
3.2	Vermeidung der Flüssigphasenverschiebung.....	37
4	Flüssigphasenverschiebung bei induktiver Erwärmung.....	40
4.1	Experimentelle Untersuchung der Flüssigphasenverschiebung.....	41
4.1.1	Temperaturverteilung/-homogenität	42
4.1.2	Strömungsuntersuchung im statischen und dynamischen Erwärmungsfall.....	44
4.1.2.1	Statische Untersuchungen.....	49
4.1.2.2	Dynamische Untersuchungen	54
4.1.2.3	Konduktive Erwärmung	59
4.1.2.4	Kontaktplattenerwärmung.....	70
4.2	Numerische Betrachtung und Abschätzung der wirkenden Kräfte	72
4.2.1	Numerische Darstellung der Flüssigphasenverschiebung.....	72
4.2.2	Magnethydrodynamische Kräfte.....	74

4.2.3	Marangonikräfte.....	80
4.2.4	Gravitationskraft.....	81
4.2.5	Diskussion und dimensionslose Kraftabschätzung	81
4.3	Simulation mit dem Volume of Fluid (VOF) Ansatz	83
4.3.1	Simulationen mit fiktiven Temperaturprofilen	97
4.3.2	Simulation des Flüssigphasenverhaltens mit simuliertem Temperaturprofil	101
4.3.3	Beschichtungsverschiebung in Lochregionen.....	109
5	Strategien zur Vermeidung einer Beschichtungsverschiebung.....	115
5.1	Applikation von Flussbarrieren	115
5.1.1	Oberflächentexturierung	116
5.1.2	Lokales vordiffundieren der AlSi-Beschichtung.....	119
5.1.3	Einbringung der Barriere mittels Strahlenförmiger Wärmequelle/Laser	126
5.1.4	Einbringung der Barrieren mittels Induktion	162
5.2	Einsatz von Vermeidungsschichten.....	170
5.2.1	Zusatzbeschichtungen auf Aluminium-Silizium.....	182
5.2.1.1	Edelstahl (PVD)	183
5.2.1.2	Oxidschichten	192
6	Zusammenfassung und Ausblick.....	195
7	Literaturverzeichnis.....	198

1 Einleitung und Motivation

Der PKW stellt den größten alleinstehenden Verbraucher von Energie und Emittenten von Kohlenstoffdioxid in der Europäischen Union dar. Aus diesem Grund wurde 1999 die Richtlinie 1999/94/EC eingeführt, welche Verbraucher über den CO₂ Ausstoß von neuen PKW informiert und die gesamtwirtschaftlichen Treibhausgasemissionen bis 2030 um 40% reduzieren soll. 250 Millionen PKW verbrauchen 14% (6.4 EJ) des Gesamtenergiebedarfs und 12 % aller treibstoffbezogenen CO₂ Emissionen [1]. Weltweit ist der Mobilitätssektor verantwortlich für Treibhausgasemissionen von 7.0 GtCO₂eq, wobei davon über 70 % durch straßengebundenen Verkehr ausgestoßen wird [2]. Die EU-Verordnung 333/2014 [3], welche auf der Verordnung 443/2009 [4] basiert, gibt die Ziele „für 2020 zur Verringerung der CO₂-Emissionen neuer Personenkraftwagen“ mit 95 g CO₂/km vor.

Der Karosserieleichtbau stellt zur Erreichung dieser Ziele eine relevante Stellgröße dar, da die Karosserie mit ungefähr 40 % den größten Anteil am Fahrzeuggewicht aufweist [5]. Hierbei besteht Potential zur Reduktion der CO₂ Emissionen in Höhe von bis zu 0.8 kg/100 km und der Kraftstoffeinsparungen um bis zu 0.4 l/100 km, (jeweils gerechnet auf 100 kg Fahrzeuggewichtsreduktion), bei gleichzeitig verbesserter Fahrzeugdynamik [6].

Eine Kerntechnologie zur Blechdicken- und Bauteilreduktion in der Karosserie stellt die Warmumformung hochfester Bauteile mit komplexer Struktur dar [7]. Hierbei wird ein manganlegierter Vergütungsstahl zunächst auf Temperaturen oberhalb der Austenitisierungstemperatur erwärmt und anschließend im Werkzeug simultan umgeformt und martensitisch gehärtet [8]. Die wachsende Relevanz der Warmumformung kann am steigenden Anteil warmumgeformter Bauteile in der Karosserie, sowie der weltweiten Bauteilproduktion verdeutlicht werden. Beispielsweise weist die zweite Generation des SUV's Volvo XC90 (Januar 2015) einen Anteil von 40% warmumgeformter Bauteile in der Karosserie auf. Die Produktion von Warmumformteilen lag 2015 mit ungefähr 300 Millionen Teilen auf weltweit 300 Anlagen bereits auf einem hohen Niveau. Schätzungen zu Folge wird sich die Zahl bis 2018 auf 600 Millionen Bauteile verdoppeln. Dies bedingt einen Bedarf an weltweit bis zu 200 neuen Warmumformlinien sowie signifikanten Produktions- und Prozesseffizienzsteigerungen [9].

Den Aspekt der Produktions- und Prozesseffizienz herausgreifend, kann der Erwärmungsprozess für die Warmumformung als Potential definiert werden. Insbesondere unter dem Gesichtspunkt zukünftig sinkender Zykluszeiten, aufgrund Verbesserungen in der Werkzeug-, Anlagentechnik, und Automation, verlagert sich der Flaschenhals zunehmend in Richtung der Erwärmungstechnik. Es existieren eine Reihe an Ansätzen der Applikation alternativer Schnellerwärmungsmethoden mittels unter anderem Induktion [10, 11] oder Konduktion [12], mit dem Ziel den zeitintensiven Prozess der Konvektions- und Strahlungserwärmung im Rollenherdofen [13] zu verkürzen und damit insbesondere den Platineinsatz (bei Anlagenstörung und –wiederanlauf) sowie Platzbedarf zu reduzieren. Das Aufschmelzen der – zwecks Zunderschutzes applizierten – aluminium-silizium-Beschichtung (krz. AlSi)

verhindert die Applikation einer Schnellerwärmungstechnologie auf Temperaturen oberhalb der Schmelztemperatur von 580 °C. Um das volle Potential einer erhöhten Erwärmungsgeschwindigkeit zu nutzen und eine prozesssichere Applikation zu gewährleisten, ist das Verständnis der auf die Flüssigphase wirkenden Kräfte bei einer Schnellerwärmung unumgänglich. In der vorliegenden Arbeit wird die Wechselwirkung einer Schnellerwärmungstechnologie mit einer AlSi-Beschichtung untersucht und daraus Vermeidungs- und Umsetzungsstrategien für eine Schnellerwärmungsapplikation abgeleitet.

2 Stand der Wissenschaft und Technik

Um den Stand der Wissenschaft und Technik in einem konsistenten Rahmen zu halten werden die einzelnen Kapitel sowie die Relevanz für das Verständnis und den Hintergrund der vorliegenden Arbeit in diesem einleitenden Kapitel dargestellt. Anhand von Kapitel 3 „Konzeption der Arbeit“ werden die Kapitel nochmals aufgegriffen und in den Kontext des konkreten Forschungsvorhabens dieser Arbeit gesetzt.

Kapitel 2.1. – Warmumformung und Erwärmungstechnik

Führt den Leser in die Grundlagen der Warmumformung ein. Dabei wird der Vorgang der Erwärmung aus der Prozesskette als Schwerpunkt isoliert und in der Tiefe betrachtet. Es wird ein Überblick über den Stand der Technik alternativer Erwärmungstechnologien gegeben (Induktion, Konduktion, Kontakterwärmung) und mit potentiellen Herausforderungen abgeschlossen.

Kapitel 2.2. – Werkstoffe und Beschichtungen in der Warmumformung

Analog zu Kapitel 2.1. wird zunächst ein grober Überblick über verfügbare Werkstoffkonzepte in der Warmumformung gegeben. Hierbei werden die jeweiligen Vor- und Nachteile herausgearbeitet und mögliche zukünftige Potentiale schlaglichtartig aufgezeigt. Abschließend wird die Möglichkeit der Applikation von Schnellerwärmungstechnologien aus Kapitel 2.1. auf unterschiedliche Werkstoffkonzepte aus dem Stand der Technik evaluiert.

Kapitel 2.3. – Thermokapillare Grenzflächenkonvektion, Marangonieffekt

Bei der Schnellerwärmung von Werkstoffsystemen, die während der Erwärmung einen fest-flüssig-Phasenübergang aufweisen, kommt es zu Strömungen die in die Gruppe der thermokapillaren Grenzflächenkonvektion einzugliedern sind. Die thermophysikalischen Grundlagen dieser Konvektionsart sowie deren Einflussparameter werden in diesem Kapitel dargestellt und erläutert, um ein Verständnis temperaturabhängiger Strömungsvorgänge zu bilden.

Kapitel 2.4. – Physikalische Gasphasenabscheidung

In diesem Kapitel wird grundlegend auf die Technologie der physikalischen Gasphasenabscheidung (PVD) eingegangen. Die PVD ist eine Methode zur hochreinen Dünnschichtabscheidung im Vakuum. Die Relevanz dieses Kapitels begründet sich mit dem Einfluss von nichtschmelzenden Dünnschichten auf - bei der Warmumformung - schmelzende AlSi-Beschichtungen und dem resultierenden Auftreten thermokapillarer Grenzflächenkonvektionen (Kapitel 2.3.) sowie deren Vermeidung.

Kapitel 2.5. – Lasertechnik

Die Wärmebehandlung mittels Laser ermöglicht eine berührungslose und gezielte Erwärmung von technischen Oberflächen und Beschichtungen. In dieser Arbeit wird der Prozess der Laser-Umschmelzveredelung appliziert um die Eigenschaften der aluminiumhaltigen Antizunderbeschichtung zu

beeinflussen. Das Ziel der Applikation ist - analog zur Applikation hochschmelzender Zusatzbeschichtungen mittels PVD (Kapitel 2.4.) - die Vermeidung einer globalen Beschichtungsströmung

Kapitel 2.6. – Numerische Strömungsmechanik, Volume of Fluent

Die Simulation und numerische Betrachtung von Strömungsvorgängen ermöglicht eine grundlagenbasierte Untersuchung der für die Strömung relevanten und verantwortlichen Kräfte sowie deren entsprechenden Einflussfaktoren. Im Rahmen dieser Dissertation wird ein Ersatzmodell der Beschichtungsentwicklung bei Schnellerwärmung gebildet, um die wirkenden Kräfte benennen und hinsichtlich ihrer Größe und Wirkung kategorisieren zu können. Hierbei kommt es zur Lösung der Erhaltungsgleichungen in diskretisierten Volumina (Finite-Volumen-Methode) und Rekonstruktion der Grenzfläche mittels der „Volume-of-Fluent“ Formulierung.

2.1 Warmumformung und Erwärmungstechnik

2.1.1 Warmumformung und Prozesskette

Die Warmumformung ist nach der „Einteilung der Fertigungsverfahren“ - DIN 8580 [14] in Umformen mit Änderung der Stoffeigenschaften einzuordnen. Gemäß DIN 10052 „Begriffe der Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen“ [15] wird der bei der Warmumformung vorliegende Prozess einer Austenitisierung mit anschließendem Abschrecken und einer Zunahme der Härte bzw. Festigkeit, als „Härten“ bezeichnet. Aufgrund der geringeren Anzahl der Prozessschritte wird der Prozess der direkten Warmumformung in der Automobilindustrie gegenüber dem indirekten Prozess bevorzugt [16] und in dieser Arbeit betrachtet. Der Prozess der direkten Warmumformung ist in Abbildung 1 dargestellt. Hierbei wird die beschichtete Formplatte auf eine Temperatur von 900 – 950 °C erwärmt und zwecks Austenitisierung und Beschichtungsbildung (siehe Kapitel 2.2.) für mindestens 75 Sekunden [17] auf dieser Temperatur gehalten. Die Gesamterwärmungsdauer von Ofeneinlauf bis zum Transfer der Platte in die Presse variiert mit der Materialstärke, der Beschichtungsdicke und der Konvektions- und Strahlungscharakteristik des vorliegenden Ofens. Die maximale Ofenverweildauer ist aus Gründen des Schichtwachstums und damit verbundener Übergangswiderstandserhöhung beim Punktschweißen auf 10 Minuten limitiert [18].

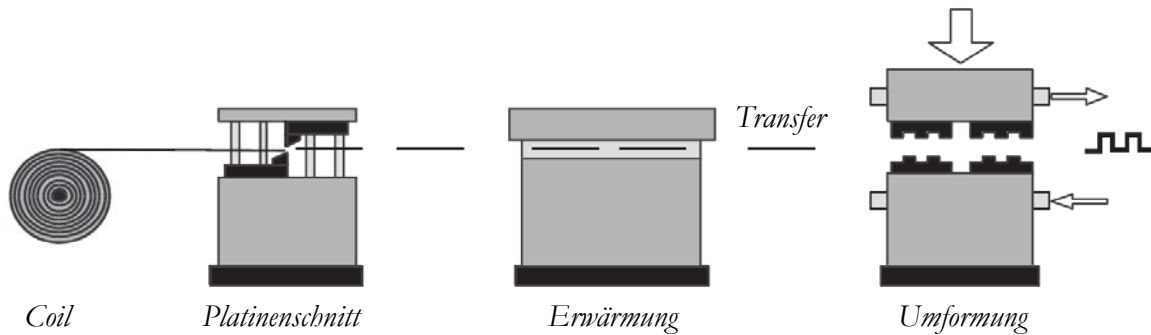


Abbildung 1: Schematische Darstellung des direkten Warmumformungsprozesses nach [19]

Der Transfer der auf 930 °C erwärmten Platinen in das Umform- und Abkühlwerkzeug erfolgt mittels Linearfeedern oder Robotern, wobei der Temperaturverlust während des Transfers eine kritische Größe darstellt. Zu niedrige Temperaturen führen zu Problemen in der durchgängigen Bauteilhärtung sowie etwaigen im Prozess integrierten Warmbeschnitts [20]. Aufgrund der Verkettung der einzelnen Prozessschritte ist die Zykluszeit ausschließlich global über die gesamte Prozesskette der vorliegenden Warmumformungsanlage zu betrachten. In [21] wird die Taktzeit eines aktuellen Serienprozesses mit einer Pressenzeit von 20 Sekunden und einer durchschnittlichen Transportzeit von 4 Sekunden zu insgesamt 24 Sekunden angegeben. Mori et al. [22] berichten von einer Taktzeit von 19 Sekunden, wobei eine deutlich geringere Pressenzeit von 13 Sekunden angenommen wurde. Innovationen in der Werkzeug- und Pressentechnik, wie z.B. die Erhöhung der Werkzeugkühlleistung durch Einbringung konturnaher Kühlkanäle [23], Verbesserungen der Leitfähigkeit des Werkzeugwerkstoffs [24] oder Erhöhung des Anpressdrucks bei der Abkühlung durch variable Schieber- [25] und Tischkissenfunktionen im Werkzeug [9], verringern die von der Presse vorgegebene Taktzeit und führen zu einer antiproportionalen Erhöhung der Ofenlänge. Auch versprechen neue Konzepte wie z.B. der mehrstufige Warmumformungsprozess mit bis zu 15 Hub pro Minute [26] eine signifikante Verringerung der Zykluszeit und bei konventioneller Erwärmungstechnik konsequenterweise eine starke Erhöhung der Ofenlänge.

2.1.2 Erwärmungstechnik

Die Erwärmung der Formplatinen auf Austenitisierungstemperatur wird konventionell in elektrisch oder gasbeheizten Rollenherdöfen durchgeführt, deren Mindestlänge signifikant mit der Taktzeit des Prozesses und der Batchlänge korreliert. Nach [27] kann die erforderliche Ofenlänge über folgende Gleichung in Abhängigkeit der Erwärmungs- und Diffusionszeit, der Transfer- und Pressenzeit sowie der Batchlänge ausgedrückt werden:

$$l_{\text{Ofen_erf}} = \left[\frac{t_{\text{erw}} + t_{\text{diff}}}{t_{\text{Presse}} + t_{\text{Transport}}} + 1 \right] \cdot l_{\text{Batch}} \quad (01)$$

Im vorherigen Unterkapitel sind bereits Ansätze aufgezeigt worden um insbesondere die Pressenzeit durch Verbesserungen in der Wärmeabfuhr im Werkzeug zu verringern. Dieses Kapitel beschäftigt sich

primär mit der Reduktion der Erwärmungszeit t_{erw} , die benötigt wird um die finale Warmumformungstemperatur zwischen 880 und 950 °C zu erreichen. In der Literatur gibt es eine Reihe von Ansätzen um die Erwärmungsrate für die Warmumformung signifikant zu steigern. Die Erwärmung über Konvektion und Strahlung im Rollenherdofen zeigt im Vergleich zu direkten Erwärmungsverfahren wie der Induktion oder der Kontakterwärmung einen geringen Wärmeübertragungskoeffizienten (siehe Tabelle 1) [28]. In optimaler Beladungskonfiguration weist ein Rollenherdofen eine durchschnittliche Energieeffizienz von 55 % auf, was zum Teil auf Stör- und Instandhaltungszeiten beruht, da der Rollenherdofen eine Leerlauftemperatur von mind. 700 °C konstant aufrechterhalten muss um Schäden an den keramischen Hohlrollen im Inneren des Ofens zu vermeiden [29].

Tabelle 1: Wärmeübertragung unterschiedlicher Erwärmungstechnologien aus [28]

Heating technology	Power transfer (W/cm ²)
Convection	0.5
Radiation	8
Contact, heat conduction	20
Flame (burner)	>1.000
Induction	>30.000

Die homogene Erwärmung innerhalb eines Rollenherdofens stellt sowohl Vor- als auch Nachteil dar. Auf der einen Seite können Formplatinen unabhängig von der Geometrie in einem Rollenherdofen erwärmt werden [29], was insbesondere bei konduktiver bzw. induktiver Querfelderwärmung ein entscheidendes Hindernis darstellt [27, 30]. Andererseits wird in eine Reihe aktueller Forschungs- und Entwicklungsvorhaben eine gezielte inhomogene Erwärmung zur Erzeugung gradierter Bauteileigenschaften angestrebt [31]. Mit einem ähnlichen Problem konfrontiert, hat Fa. Muhr und Bender eine Erfindung zum Patent angemeldet, in der dicke Bereiche flexibel gewalzter Stahlcoils vor der Ofenerwärmung induktiv vorerwärmt werden um einen homogene Temperatur innerhalb der Ofenverweilzeit zu erzielen [32].

In der Folge wird auf den Stand der Wissenschaft und Technik verschiedener Erwärmungstechnologien sowie die jeweiligen – eine Applikation erschwerenden – Herausforderungen eingegangen.

Kontakterwärmung

Im Fall der Kontakterwärmung wird die Formplatine in ein Plattenwerkzeug mit zwei beheizten Platten eingelegt und eine schnelle Aufheizrate durch Beaufschlagung eines hohen Kontaktdrucks sichergestellt. Die Platten werden hierbei auf eine Temperatur oberhalb der Erwärmungstemperatur beheizt ($T > 930$ °C) um selbst bei hohen Temperaturen als Wärmequellen zu fungieren [33]. Mittels Kontakterwärmung lassen sich scharfe Übergangszonen und geringe Zykluszeiten realisieren. Für die

Applikation mit unbeschichtetem Schwarzblech stellt dieses Verfahren auch aufgrund der geringeren Zunderbildung eine potentielle Alternative zur Ofenerwärmung dar. In Kombination mit AlSi-beschichteten Formplatinen jedoch kommt es zu einem Anhaften der flüssigen AlSi-Phase an den Werkzeugplatten sowie zu einer Einglättung der Beschichtung nach der Warmumformung [34]. Dies führt nachgelagert zu Problemen in der Lackierbarkeit und Haftung der kathodischen Tauchlackierung. Die Werkzeugplatten können sowohl induktiv als auch über gasbetriebene Brennröhre [35] erwärmt werden.

Konduktive Erwärmung

Bei einer konduktiven Erwärmung wird die Platine an gegenüberliegenden Kanten kontaktiert und mittels Stromfluss, und darauf basierender ohmscher Widerstandserwärmung, erwärmt. Hierbei spielt insbesondere der stromdurchflossene Querschnitt eine entscheidende Rolle für die Temperaturhomogenität der Erwärmung. Eine Verringerung des Querschnitts z.B. in Form von Löchern, Nuten oder Einschnürungen in einer Formplatine führt zu einer Erhöhung der lokalen Stromdichte und demnach zu Überhitzungen der Platine [10]. Eine weitere Herausforderung einer konduktiven Platinenerwärmung liegt in der Vermeidung von kalten Zonen unterhalb der wassergekühlten Kupferelektroden und in Problemen der Flüssigphasenverschiebung bei schneller Erwärmung. In der Entwicklung stehen eine Reihe von Ansätzen um offene Punkte zur Technologieweiterentwicklung zu klären und zu untersuchen. Hierbei spielen u.a. ein gezahntes Elektrodendesign oder die Anwendung anderer Werkstoffsysteme eine Rolle. [30, 36, 37]

Induktive Erwärmung

Bei einer induktiven Erwärmung wird die Wärme auf Basis von Jouleschen Widerständen (nach Formel 02) analog zur konduktiven Erwärmung unmittelbar im elektrisch leitfähigen Werkstück mit einer quadratischen Abhängigkeit der Stromdichte erzeugt.

$$Q = I^2 \cdot R \cdot t \quad (02)$$

Hierbei bilden die Maxwellschen Gleichungen die physikalische Grundlage. Die induktive Erwärmung von Bandmaterialien ist in der industriellen Anwendung zur Zwischenerwärmung beim Warmwalzen oder zur Unterstützung von Beschichtungsvorgängen breit vertreten [38, 39]. In Abbildung 2 sind drei verschiedene Induktorauslegungen dargestellt, welche für eine induktive Blecherwärmung verwendet werden können. Die drei Konzepte unterscheiden sich grundlegend in der Stromrichtung sowie der Magnetfeldausbildung, die ebenfalls in der Abbildung indiziert sind.

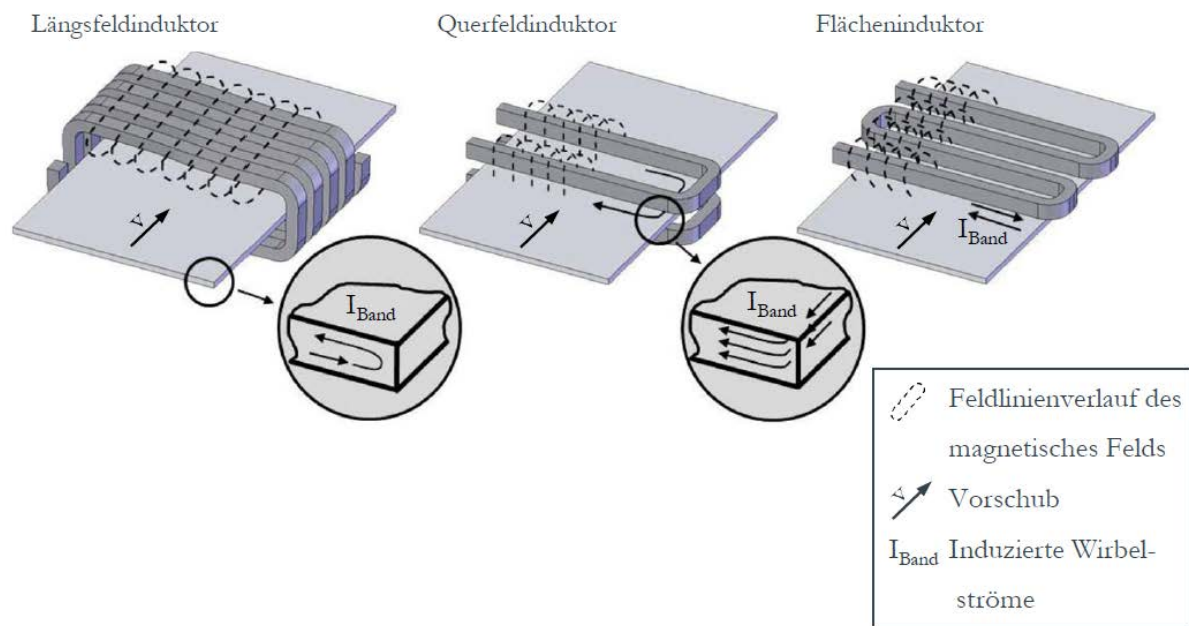


Abbildung 2: Darstellung unterschiedlicher Induktorgeometrien mit Feldlinieninduzierung aus [27], nach [10]

In der Literatur existieren unterschiedlichste Ansätze zur induktiven Platinenerwärmung für die Warmumformung. Diese reichen von einem zweistufigen Durchlaufkonzept (vgl. [10, 16]) über ein vierstufiges Konzept mit einer integrierten Zwischenerwärmung in einem Muffelofen (vgl. [40, 41]), einer einstufigen und oszillierenden Erwärmung im Batch (vgl. [21, 42]) bis hin zu einer einstufigen Durchlauferwärmung für Formplatinen (vgl. [11, 27, 43]). Zusätzlich wurde versucht das Außenfeld eines Induktors für die Blecherwärmung zu verwenden [44]. Eine detailliertere Übersicht über die genannten relevanten Forschungsvorhaben ist in [27] zu finden.

Aufgrund der im Vergleich zu Massivwerkstoffen oder Brammen geringen Blechstärke ist eine Längsfelderwärmung von Formplatinen im Frequenzbereich bis zu 10 kHz nur bis zur Curie-Temperatur möglich. Der Grund hierfür liegt in der magnetischen Eindringtiefe, die stark von der Frequenz des Wechelschwingkreises abhängig ist. Daher wird im Ausführungsbeispiel der einstufigen induktiven Durchlauferwärmung nach [27] eine Erwärmung und Diffusionszeit in einem Rollenherdofen an die induktive Schnellerwärmung auf Curie-Temperatur angeschlossen. Hiermit ist eine Reduktion der Erwärmungszeit auf 930 °C um bis zu 50 % zu realisieren.

Die mechanischen Eigenschaften der Bauteile werden durch eine höhere Aufheizrate nicht maßgeblich beeinflusst, insofern dem Werkstoff ausreichend Zeit zur Austenitisierung und Homogenisierung des Gefüges zur Verfügung gestellt wird [42, 44]. Nach Niewel et al. [45] wird bei einer Wärmebehandlung zwischen 900 und 950 °C eine Mindesthaltedauer von 10 Sekunden als Notwendigkeit vorgeschlagen. Im Gegensatz dazu geben Todzy et al. [46] signifikant höhere erforderliche Haltezeiten an und führen dies auf metallographische Untersuchungen sowie Warmzugversuche zurück. Das Erreichen eines homogenen austenitischen Gefüges wird als Bewertungskriterium für homogene Bauteileigenschaften definiert. Des

Weiteren wird angebracht, dass die erforderliche Haltedauer mit der Erwärmungsrate ansteigt. Dieses Phänomen beruht nach den Autoren auf einem unterschiedlichen Diffusionsverhalten in einer kfz- bzw. krz-Gefügestruktur. Hieraus wird eine minimale Prozessdauer bei einer Erwärmungsrate von 62 K/s erzielt.

Analog zu den anderen Schnellerwärmungstechnologien hat sich im Stand der Technik auch bei der induktiven Erwärmung der Einsatz von beschichteten Blechen als nachteilig herausgestellt. Während der Erwärmung schmilzt die aluminiumhaltige Zunderschutzbeschichtung auf und es kommt zu einer Flüssigphasenverschiebung entgegen der Vorschubrichtung der Formplatine [47, 48]. Dies resultiert in einer Beschichtungsansammlung an den hinteren Kanten der Formplatine, die bis zu einem Abtropfen der flüssigen Phase führen kann. Darüber hinaus wird von einem glättenden Effekt der induktiven Erwärmung auf die Oberflächenrauheit der Aluminiumbeschichtung sowie einer Reduktion der Porosität berichtet [47]. Nach Vibrans et al. hat dies jedoch keinen unmittelbaren Einfluss auf die Lack- bzw. KTL-haftung der gefertigten Bauteile [27, 43]

Sonstige alternative Erwärmungstechnologien

Neben den Möglichkeiten der konduktiven, induktiven und Kontakterwärmung existieren noch weitere Ansätze, die jedoch im Stand der Wissenschaft und Technik auf Grund diverser Herausforderungen nicht in ähnlicher Tiefe thematisiert werden. Hierzu zählt zum einen die Wirbelbetterwärmung, die im Rahmen eines öffentlich geförderten Projektes an der Universität Paderborn untersucht wurde [49]. Einen Vorteil des Verfahrens stellt eine schnelle und sehr homogene Erwärmung im heißgasdurchströmten Medium aus Aluminiumoxid-Partikeln dar. Dennoch existieren insbesondere in Kombination mit beschichteten Platinen Restriktionen in Form von Anhaftungen der Aluminiumoxid-Partikel an der sich verflüssigenden AlSi-Beschichtung, welche eine Applikation der Technologie verhindert. Weitere Technologien stellen hochenergetische Strahlungsquellen, wie die Nah-Infrarot-Strahlung oder die direkte Flox- bzw. Porenbrennererwärmung, dar [50, 51]. Ein weiteres Entwicklungsprojekt beschäftigt sich mit der direkten Flammenerwärmung, bei der eine Schnellerwärmung auf Temperaturen von bis zu 750 °C möglich ist [52, 53].

Die Entwicklungsprojekte zu Schnellerwärmungsverfahren für die Warmumformung zusammenfassend, existieren insbesondere für die Verarbeitung von unbeschichteten Formplatinen in der Warmumformung eine Vielzahl an Untersuchungen mit weitgehend positiven Ergebnissen hinsichtlich der Prozesseffizienz und -robustheit sowie dem technologischen Reifegrad. Hierbei stellen insbesondere die Erwärmung über temperierte Kontaktplatten sowie die Blecherwärmung über Induktion seriennahe Beispiele für die Realisierung zukünftiger Effizienzpotentiale dar, was die hohe Anzahl an – zum Teil öffentlich geförderten – Projekten in diesem Rahmen begründet. Eine gemeinsame Herausforderung besteht jedoch in Zusammenspiel aus Schnellerwärmungstechnologie und einer Flüssigphasen-bildenden Beschichtung, wie z.B. der konventionell applizierten Aluminium-Silizium-Beschichtung. Hierbei kommt es zu

Strömungs-, Verschiebungs-, Adhensions- sowie Rauheitseffekten, welche die Applikation verhindern und deren Ursache im Stand der Wissenschaft und Technik stets weitgehend vermutet, jedoch nicht schlüssig validiert wurde.

2.2 Werkstoffe und Beschichtungen in der Warmumformung

2.2.1 Grundwerkstoff

Für die Warmumformung wird mit 22MnB5 (EN 1.5528) konventionell ein Vergütungsstahl eingesetzt, der sich durch sein niedriglegiertes Legierungskonzept mit geringen Anteilen an Bor sowie Mangan auszeichnet. Hierbei wird die polymorphe Eigenschaft des Gitters von Stahlwerkstoffen ausgenutzt um eine Härtung durch Gitterumwandlung einer duktilen kubisch flächenzentrierten und austenitischen - in eine kubisch raumzentrierte, marenstitische Gitterstruktur mit bis zu 1500 MPa Zugfestigkeit zu erzeugen [54, 55]. Die chemische Zusammensetzung wird in Fan et al. [19] experimentell wie folgt ermittelt:

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung von 22MnB5

	C	Si	Mn	Cr	B	Al	Ti
Fan et al. [19]	0.22	0.23	1.2	0.16	0.002	0.04	0.03

Einen Überblick über die Wirkung sowie den Einfluss unterschiedlicher Legierungselemente wie Kohlenstoff, Mangan oder Bor geben u.a. Hartmann und Todzy [44, 56]. Der primäre Fokus des Legierungskonzeptes liegt demnach auf der Sicherstellung einer ausreichenden Durchhärbarkeit bei technologisch, homogen über das gesamte Bauteil erzielbaren Abkühlgeschwindigkeiten.

Die Vorgänge im Gefüge und die grundsätzlichen Abhängigkeiten von Erwärmungsparametern können aufbauend auf das weitgehend bekannte, stabile, Eisen-Kohlenstoff-Diagramm, an zwei weiteren Darstellungen erläutert werden. Zum einen bietet das Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Diagramm (ZTA) Einblick darüber, in welchem Zeit-Temperatur-Regime eine vollständige Austenitisierung des Grundwerkstoffs erreicht werden kann (vgl. Abbildung 3). Des Weiteren kann die Phasenbildung in Abhängigkeit der Abkühlrate bzw. -kurve im Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramm (ZTU) nachvollzogen werden (Abbildung 3). Todzy et al. [46] haben Untersuchungen zum Austenitisierungsverhalten von 22MnB5, insbesondere in Abhängigkeit der Aufheizrate mit dem Ergebnis durchgeführt, dass eine Erhöhung der Aufheizgeschwindigkeit die notwendige Haltezeit bei Austenitisierungstemperatur zur Erzeugung eines homogenen Austenitgefüges erhöht. Hierbei stellt insbesondere die Verlagerung der primären Diffusionszeit in die kubisch flächenzentrierte, dicht gepackte, Phase den Grund für die vergleichsweise geringere Diffusionskinetik dar.

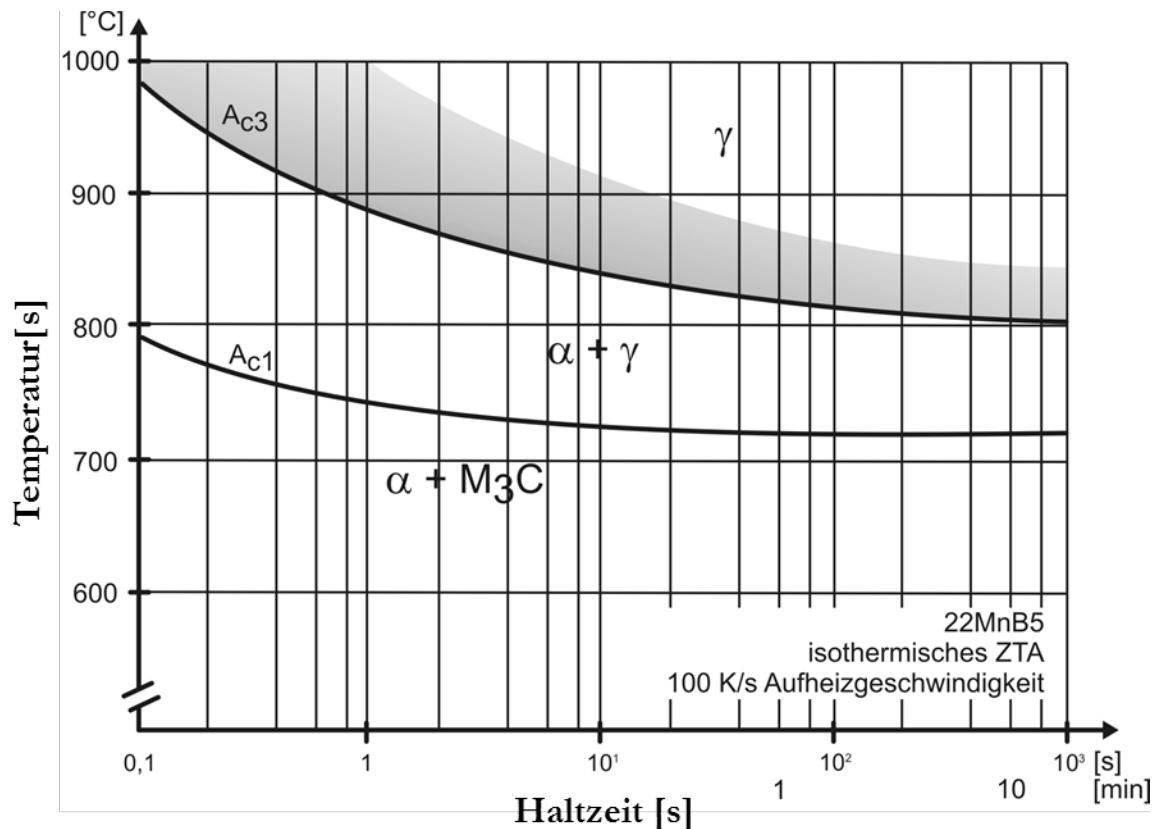


Abbildung 3: Isothermes ZTA-Diagramm [vgl. ThyssenKrupp Steel]

Das ZTU-Diagramm von 22MnB5 zeigt eine kritische Abkühlgeschwindigkeit zur vollständigen Martensitbildung zwischen 25 K/s und 30 K/s vgl. [8, 54, 57]. Auch die Austenitkorngröße oder plastische (Vor-)Verformung des Werkstoffs [58, 59] haben einen Effekt auf das Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten. Eine modellhafte Darstellung für die Umwandlung von kubisch flächenzentriertem Austenit in kubisch raumzentrierten Martensit bietet Bain [60] bereits 1924 auf Basis der Löslichkeit von Kohlenstoff in den verschiedenen Gitterstrukturen. Hierbei wird die Kohlenstoffdiffusion aus dem kubisch flächenzentrierten Gitter durch hohe Abkühlgeschwindigkeit unterbunden. Die interstitiell gelösten Kohlenstoffatome weisen einen größeren Durchmesser als die vorhandenen Oktaederlücken auf und verzerren dadurch die kubisch raumzentrierte in eine tetragonale verzerrte Gitterstruktur. Die hohen Festigkeitswerte des martensitischen Gefüges (22MnB5 – 1500 MPa) sind nach [61] auf vier Prinzipien zurückzuführen. Hierbei ist sowohl die im Vorfeld eingeführte tetragonale Gitterverspannung nach Bain, als auch potentielle Ausscheidungshärtung durch zwangsgelöste Kohlenstoffatome, die zusätzliche Bildung von inneren Grenzflächen auf Grund der Martensitbildung als auch eine Erhöhung an Gitterstörungen bzw. -defekten, zu nennen.

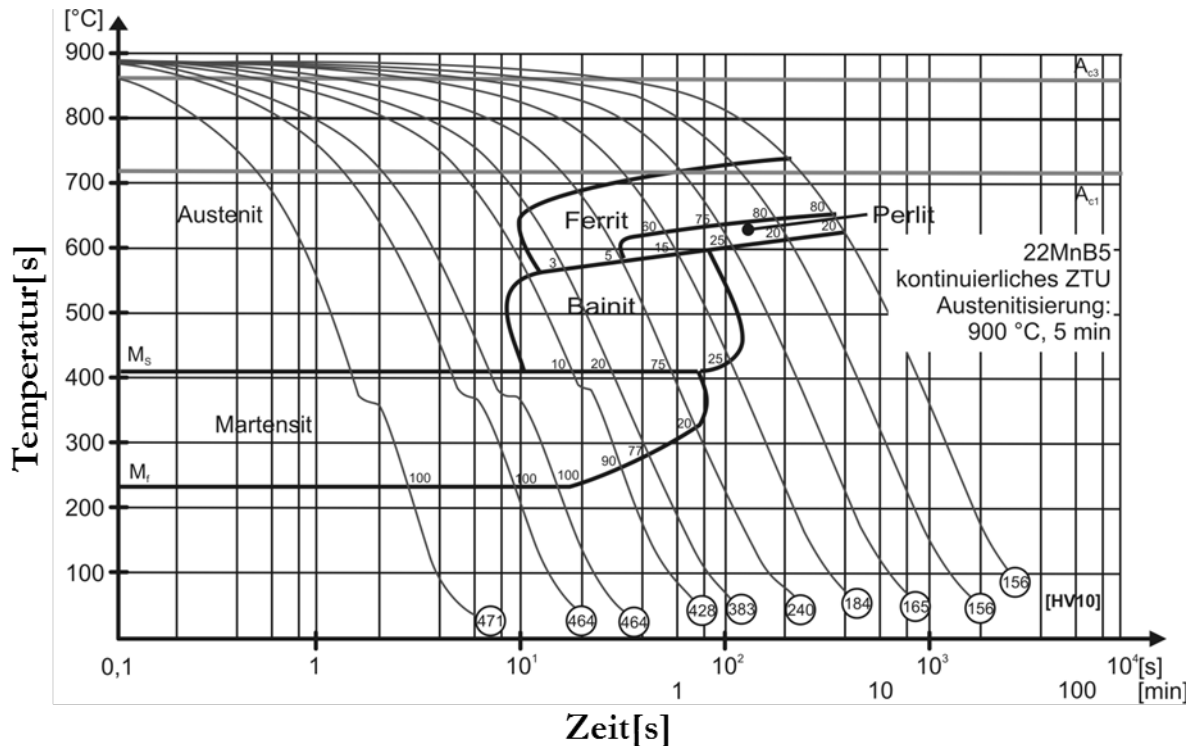


Abbildung 4: kontinuierliches ZTU-Diagramm [vgl.[62]]

Um den für die vorliegende Arbeit relevanten Stand der Wissenschaft und Technik zu Grundwerkstoffen für die Warmumformung abzuschließen werden potentielle Entwicklungsprojekte schlaglichtartig aufgeführt und mit Quellen hinterlegt. Hierzu zählen:

Höherfeste Güten – 1900/2000 MPa Zugfestigkeit

Je nach Crash-Auslegung und Bauteillage im Fahrzeug bietet eine Erhöhung der Zugfestigkeit über 1500 MPa, ein weiteres Potential zur Gewichts- und damit Emissionsreduktion. Aus diesem Grund gibt es eine Reihe von Ansätzen, eine Festigkeitssteigerung durch Legierungsanpassung zu erzielen. Zugfestigkeiten zwischen 1800 und 2000 MPa lassen sich durch eine Erhöhung des Kohlenstoff- [63], des Chrom- [64] oder Mangangehaltes [65] realisieren. Insbesondere mit steigender Zugfestigkeit erhöht sich die Anfälligkeit des Werkstoffs für das Auftreten von wasserstoffinduzierter Rissbildung [66]. Dieses Phänomen stellt bei der Applikation höherfester Güten eine entscheidende Herausforderung dar.

Maßgeschneiderte Bauteileigenschaften

Ein weiteres Potential liegt in der belastungsgerechten und bauteilspezifischen Auslegung von Karosseriebauteilen. Hierbei können über flexibles Walzen bestimmte Platinenbereiche ausgedünnt (TRB) oder durch Aufbringen zusätzlicher Blechzuschnitten verstärkt werden (Patchen). Auch das Verbinden von Werkstoffen unterschiedlicher Festigkeitsklassen über einen Laserschweißprozess (TWB) steht in Untersuchung [67].

Warm- oder Halbwarmumformung hochfester Stahlgüten

Des Weiteren gibt es Ansätze zur Warmumformung von höherfesten Güten wie Dual- oder Komplexphasenstählen [68, 69] oder zur Halbwarmumformung jener Güten [70, 71] um die Prozesseffizienz zu steigern und Potentiale im Korrosionsschutz zu heben. Eine interkritische Prozessführung beispielsweise würde eine Verringerung der erforderlichen Erwärmungstemperatur einhergehend mit einer Verringerung des Energiebedarfes, der Zykluszeit und des thermischen Einfluss auf potentielle Beschichtungen oder die Verzunderung ermöglichen. Nachteile stellen hierbei jedoch das enge interkritische Prozessfenster, sowie mögliche Maßhaltigkeitsprobleme, die auf die Rückfederungsneigung der nicht-austenitischen Gefügebestandteile zurückzuführen sind. Darauf aufbauend existieren Untersuchungen, welche darauf abzielen die Temperaturbeständigkeit der Zugfestigkeit höherfester Güten durch gezielte Ausscheidungshärtung zu erhöhen und mittels thermisch unterstützter Umformung die Maßhaltigkeit höherfester Werkstoffgüten zu verbessern [72].

Restaustenitische Warmumformgüten

Über Quench und Partitioning-Prozesse (Q&P) können signifikante Anteile an Restaustenit nach einer Warmumformung oder Wärmebehandlung bei Raumtemperatur stabilisiert werden [73, 74]. Derzeitige Entwicklungen von z.B. „mehr manganhaltigen“ Werkstoffgüten zielen insbesondere auf eine deutliche Erhöhung der Duktilität aufgrund des am Bauteil, während der Umformung, vorhandenen TRIP-Effektes [65] bei einer Aufrechterhaltung der Festigkeit ab. Es ist weiterhin Gegenstand aktueller Untersuchungen ob eine Möglichkeit besteht den Prozess des Q&P mit [75] oder ohne [65] einen zwischengelagerten Halteprozess zur Partitionierung in die Prozesskette einer direkten Warmumformung zu integrieren.

2.2.2 Beschichtung

Um eine Werkstoffverzunderung während der Erwärmung im Ofen zu vermeiden und damit einerseits den abrasiven Werkzeugverschleiß zu reduzieren und andererseits nicht auf kostenintensive, nachgelagerte Strahlprozesse zur Entfernung von Oxidschichten angewiesen zu sein, werden Warmumformgüten vorwiegend beschichtet eingesetzt [16]. In Einzelfällen kann es insbesondere in trockenen Bereichen der Karosserie auch zum Einsatz von unbeschichtetem Schwarzblech kommen. Hierbei ist jedoch darauf zu achten, dass ab einer Werkstücktemperatur von 570 °C eine starke Verzunderung zu erwarten ist [12], die für bis zu 40% des Werkzeugverschleißes verantwortlich sein kann [76]. Eine Erhöhung der Temperatur auf über 800 °C steigert die Zunderbildung in signifikantem Ausmaß [71] (siehe Abbildung 5). Selbst wenn eine Erwärmung in einem mit Schutzgas gefluteten Ofen durchgeführt wird, hat die Werkstückoberfläche während des Transfers bei Temperaturen zwischen 700 und 800 °C Kontakt mit Luftatmosphäre, welcher in Zunderbildung resultiert, sodass ein nachträglicher Strahlprozess notwendig wird um u.a. eine Schweißbarkeit der Bauteile weiterhin sicherstellen zu können. Der Effekt der Zunderbildung wird unmittelbar begleitet von einer signifikanten Randentkohlung sowie Materialabtrag, der im Vorfeld berücksichtigt werden muss.

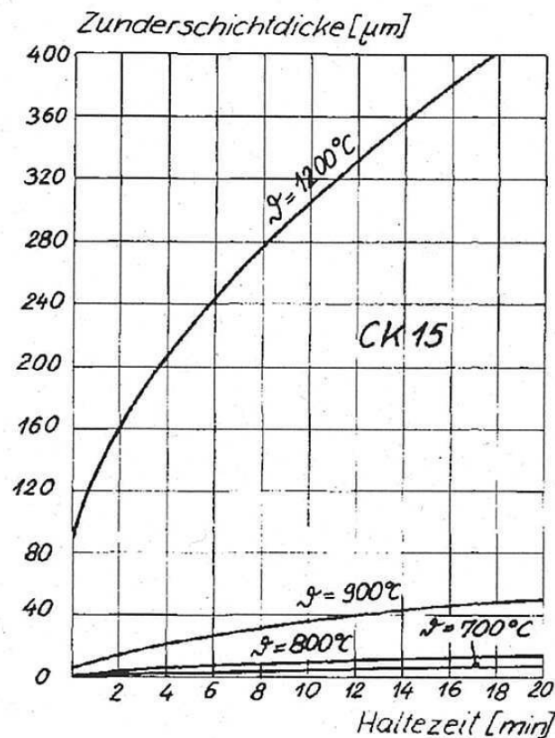


Abbildung 5: Zunderbildung bei Ofenerwärmung von CK15 [71]

Neben der Zunderbeständigkeit während des Ofendurchlaufs und des Transfers werden in der automobilen Prozesskette weitere essentielle Anforderungen an eine Beschichtung gestellt. Hierzu zählen neben einem Korrosionsschutz am fertigen Bauteil auch die Fügeeignung, die Lackier- und Klebbarkeit sowie das tribologische Verhalten während des Umformvorgangs.

Aufgrund des prozessseitig festgelegten Fokus auf die direkte Warmumformung wird der Schwerpunkt der vorliegenden Dissertation auf – über das Schmelztauchverfahren aufgebrauchte – aluminium- und siliziumhaltige Überzüge gelegt. Zum Abschluss dieses Unterkapitels werden weitere potentielle Überzüge wie z.B. zinkhaltige Beschichtungen aufgeführt sowie die expliziten Vor- und Nachteile aufgezeigt.

Konventionell wird das Stahlband aus 22MnB5 in engen Prozessgrenzen durch ein schmelzflüssiges Bad einer Aluminium-Silizium-Legierung mit 87 wt.-% Al; 10 wt.-% Si und 3 wt.-% Fe [41] gezogen und damit schmelztauchbeschichtet. Nach EP1013785B2 [77] liegt die chemische Zusammensetzung der Aluminium-Silizium-Beschichtung bei 9-10 wt.-% Si; 2-3.5 wt.-% Fe und Rest Al sowie Verunreinigungen. Die applizierte Schicht beinhaltet zwischen 2-4 wt.-% Fe, da aufgrund Eisendiffusion während des Tauchprozesses eine leichte Erhöhung des Eisenanteils in Form, einer wenige μm-dicken, Interdiffusionsschicht vorliegt. Überflüssige Beschichtung wird mittels Luftdüsen im weiteren Prozessverlauf entfernt und damit eine spezifische Beschichtungsdicke eingestellt. Kommerziell kommen im Automobilbau mit „AS150“ und „AS80“ zwei unterschiedliche Beschichtungsdicken zum Einsatz. AS steht in dieser Abkürzung für die Aluminium-Silizium-Beschichtung und der Index 80 bzw. 150 für die

Auflagendicke in g/cm^2 (beidseitig). In der vorliegenden Arbeit werden beide Beschichtungsdicken hinsichtlich thermokapillarer und magnethydrodynamischer Effekte bei der Schnellerwärmung untersucht.

Die im Vorfeld erwähnten Anforderungen an eine Warmumformungsbeschichtung im automobilen Produktionsprozess, sind am Beispiel von AlSi, Gegenstand einer Vielzahl an Untersuchungen und sind grundlegend abhängig von der Prozessführung und -parametern der direkten Warmumformung. Daher wird an dieser Stelle zunächst die Beschichtungsentwicklung auf Basis einer Ofenerwärmung betrachtet und im Anschluss auf den Einfluss auf relevante Verarbeitungseigenschaften eingegangen. Die Erwärmungsphase im Ofen kann hinsichtlich des Diffusionsverhaltens in drei charakteristische Regionen unterteilt werden. Unterhalb der Schmelztemperatur der AlSi-Beschichtung ($T < 580^\circ\text{C}$) findet nur in geringen Maße Eisendiffusion in der Nähe der Interdiffusionsschicht statt. Die zweite Phase beginnt mit der Bildung einer Schmelze, bestehend aus flüssiger AlSi-Phase, auf der weiterhin festen und eisenreichen intermetallischen Phase. In der flüssigen Phase nehmen die Diffusionsraten, auch auf Grund von Konvektionsströmungen innerhalb der Beschichtung, deutlich zu. Die sukzessive Eisenanreicherung der Beschichtung führt zur Ausbildung von intermetallischen Phasen $\text{Fe}_x\text{-Al}_y\text{-Si}_z$ und einer deutlichen Erhöhung der Schmelztemperatur der eisenreichen Phasen. Die dritte Phase wird wiederum primär von Festkörperdiffusion geprägt und beginnt, wenn der Schmelzpunkt der Diffusionsschicht die Werkstücktemperatur erreicht oder überschreitet. In diesem Regime bildet sich ein charakteristischer 5-lagiger schichtförmiger Aufbau aus Fe_2SiAl_2 und FeAl_2 sowie α -Eisen, wie er in Abbildung 6 exemplarisch dargestellt ist [19, 78]. Weitere charakteristische Eigenschaften der Beschichtung nach Wärmebehandlung sind eine – insbesondere in Radienbereichen auftretende – Segmentierung und Rissbildung senkrecht zur Oberfläche sowie die Bildung von Kirkendall-Fehlstellen die auf unterschiedlichen Interdiffusionskonstanten von Aluminium in Eisen und umgekehrt resultieren. Fan und Cooman et al. [79] haben Messungen der Diffusivität mit dem Ergebnis einer 14-fach höheren Diffusionskonstante von Eisen in der Interdiffusionsschicht im Vergleich zu Aluminium, durchgeführt. Die Autoren berichten von einem daraus resultierenden Massen Ungleichgewicht (orig. „mass-imbalance“), das für die Bildung von Fehlstellen, Poren und Hohlräumen innerhalb der Beschichtungsaufgabe verantwortlich ist. Die Bildung der Kirkendall-Fehlstellen ist jedoch klar von der steigenden oberflächlichen Porosität während der Wärmebehandlung zu trennen, auf deren Auswirkung im Abschnitt zur Lackierbarkeit erneut eingegangen wird. Es wird berichtet, dass Grenzflächenreaktionen von FeAl-Beschichtungsphase mit Umgebungsfeuchtigkeit zu Aluminiumoxid und Wasserstoff in der Bildung kleiner oberflächennaher Gaskavitäten resultieren [79].

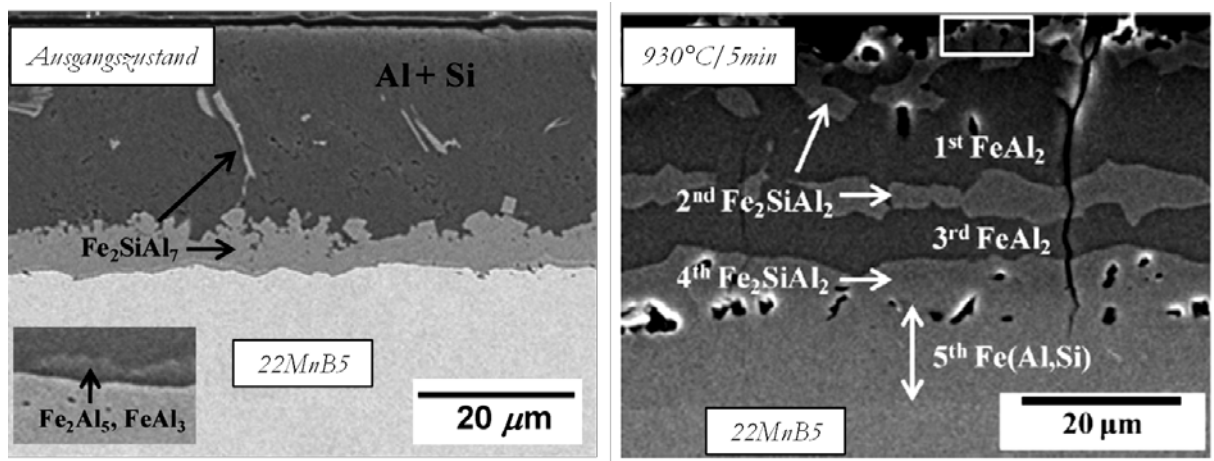


Abbildung 6: AlSi-Beschichtung nach Schmelztauchprozess (links) und nach Erwärmung über fünf Minuten bei 930°C in einem Kammerofen (rechts) nach [19].

Weitergehende Untersuchungen zur Schichtentwicklung bei Erwärmung von AlSi-beschichteten Warmumformstahlgüten sind u.a. in Windmann et. al [80, 81] dargestellt. Hierbei wird auch auf die Abhängigkeit der Diffusionscharakteristik bei variierender Beschichtungsdicke und/oder Siliziumgehaltes der Beschichtung eingegangen. Des Weiteren wird eine längere Wärmebehandlung zur Bildung einer homogenen und duktileren AlFe-Phase zur Reduktion des Werkzeugverschleißes vorgeschlagen. Es zeigt sich, dass eine dünnere Beschichtungsdicke, als auch eine Reduktion des Si-Gehaltes, der Beschichtung die Bildung der AlFe-Phase beschleunigt [80, 82].

Lackierbarkeit

Aufgrund der chemischen Inertheit der AlSi-Beschichtung ist eine Phosphatierung der Bauteiloberfläche nicht möglich, die konventionell eine Lackhaftung von z.B. unbeschichteten Blechen gewährleistet [78]. Im Fall der AlSi-Beschichtung ist daher eine gewisse Rauheit der Oberfläche erforderlich um auf Basis mechanischer Verkrallung ausreichend Haftung der Beschichtung zu erzielen. [83]. Die Rauheit der Oberfläche steigt insbesondere mit der Ofenverweilzeit deutlich an, wodurch die untere Grenze des Prozessfensters bzw. die minimal benötigte Wärmebehandlungszeit der Warmumformung mit AlSi-Beschichtung definiert wird. Nach Ademaj [17] wird für AlSi-beschichtete Bleche aus diesem Grund eine zusätzliche Erwärmungszeit nach Erreichen eines homogenen austenitischen Gefüges von ungefähr 30 Sekunden benötigt.

Korrosionsbeständigkeit/-schutz

Im Hinblick auf den Korrosionsschutz am fertigen Bauteil ist insbesondere die Rotrostbildung durch Oxidationsreaktionen von Eisen zu vermeiden. Technisch wird dies einerseits durch dichte Barrierschichten oder andererseits über aus - Potentialdifferenzen resultierenden - kathodischen „Opferreaktionen“ realisiert. Im Fall der AlSi-Beschichtung basiert der Korrosionsschutz primär auf der Barrierewirkung sowie der guten KTL- und Lackhaftung [78]. Wird die Beschichtung beschädigt oder

kommt es zu korrosiven Angriffen an unbeschichteten Schnittkanten führt dies zu Rotrostbildung, die primär auf Bereiche des Defektes lokalisiert ist. Ein kathodischer Korrosionsschutz, wie er bei reinen Zinkbeschichtungen vorliegt, bietet die AlSi-Beschichtung nicht. Aus diesem Grund ist die Applikation von AlSi-beschichteten Warmumformbauteilen im Nass- und Steinschlagbereich nur unter Anwendung zusätzlicher Schutzmaßnahmen zu empfehlen.

Schweiß- bzw. Fügeignung

Wohingegen die untere Grenze des Prozessfensters der Warmumformung durch eine vollständige Homogenisierung des Austenits sowie die Bereitstellung einer lackierbaren Oberflächentopographie bzw. Rauheit definiert wird, ist die obere Grenze durch Aspekte der Schweißignung festgelegt [18]. Eine hohe Ofenverweilzeit führt zu einem signifikanten Dickenwachstum der Beschichtung sowie zur Bildung von Kirkendall-Fehlstellen, die sich in Form von Hohlräumen bzw. lokaler Porosität in der Beschichtung auszeichnen [19]. Des Weiteren kommt es zu fortschreitender Oxidbildung auf der Oberfläche. In Summe führen diese Aspekte zu einer deutlichen Erhöhung des Übergangswiderstandes beim Widerstandspunktschweißen und damit zu einer Beeinträchtigung der Schweißignung [51]. Drillet et. al haben weiterhin festgestellt, dass ein konsistenter schichtförmiger Aufbau, der innerhalb des Prozessfensters entsteht, die Punktschweißignung begünstigt [84]. Bei längeren Ofenverweilzeiten verliert die Beschichtung diesen vorteilhaften schichtförmigen Aufbau und die damit einhergehenden guten Schweißigenschaften.

Als ergänzende Einflussgröße auf die Prozessgrenzen der Ofenverweilzeit ist die Aufheizrate im Ofen zu nennen. Eine höhere Aufheizrate verringert demnach die benötigte Ofendurchlaufzeit, da weniger Zeit in Bereichen geringerer Werkstücktemperaturen, gleichzusetzen mit geringen Diffusionsraten, verbraucht wird, ohne dass eine signifikante Beschichtungsveränderung stattfindet. Aufgrund der Abhängigkeit der Aufheizrate von der Blechdicke, liegt die obere Prozessgrenze bei höheren Blechstärken entsprechend bei höheren Ofendurchlaufzeiten. In Abbildung 7 sind die im Vorfeld dargelegten Einflüsse auf das Prozessfenster in Form eines Diagrammes für eine Erwärmungstemperatur von 920 °C nach Siebert [51] zusammengefasst und dargestellt.

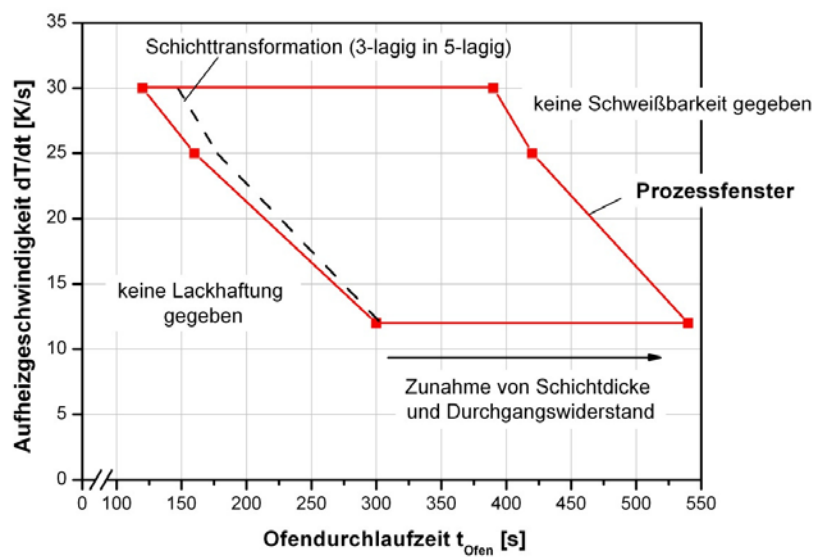


Abbildung 7: Exemplarisches Prozessfenster für die Warmumformung von AlSi-beschichteten Formplatinen aus [51]

Neben der Aluminium-Silizium-Beschichtung existieren auch zinkhaltige metallische Überzüge, die insbesondere aufgrund von Prozessanpassungen für die Warmumformung anwendbar gemacht werden. Hierbei muss zur Vermeidung und/oder Reduktion von Mikro- bzw. Makrorissen in der Zinkbeschichtung die Präsenz von flüssiger Zinkphase während der Umformoperation vermieden werden. Hierfür wird ein Prozess vorgeschlagen, der mit einer angepassten Legierungszusammensetzung (20MnB8) und einer vordiffundierten (Galvannealed) Zink-Eisen-Beschichtung sowie einer Blechvorkühlung eine Umsetzbarkeit der direkten Warmumformung von zinkbeschichteten Platinen ohne signifikante Rissbildung aufzeigt [85–87]. Die Legierungsanpassung ist in diesem Fall von Nöten, um das Prozessfenster für die Zwischenkühlung (im Vorfeld zur Umformoperation) zu vergrößern. In Bezug auf eine potentielle Applikation von Schnellerwärmungstechnologien in Kombination mit einer Zn- bzw. ZnFe-Beschichtung hat es Untersuchungen von Haye et al. gegeben [88]. Hierbei wurde festgestellt, dass bei Einsatz einer induktiven Erwärmung im Labormaßstab eine Verdampfung der Zinkbeschichtung zu beobachten ist. Selbst bei vergleichbaren Aufheizraten zu einer konventionellen Erwärmung ist das Phänomen der Verdampfung ersichtlich. In der Untersuchung wurde eine induktiv induzierte Wellenbewegung der verflüssigenden Zinkschicht unterhalb der sich bildenden Zinkoxidauflage als Grund für ein partielles Aufreißen der Zinkoxidschicht und dementsprechend Sauerstoffkontakt der reaktiven und flüssigen Zinkphase vorgeschlagen. Eine Validierung der Theorie fand innerhalb der Untersuchung nicht statt.

2.3 Thermokapillare Grenzflächenkonvektion – Marangonieffekt

Insbesondere bei der Betrachtung dünner Flüssigkeitsfilme mit freier Oberfläche werden oberflächenspannungsabhängige Effekte relevant. Kapillar- und van-der-Waals-Kräfte dominieren in mikroskaligen Strukturen gegenüber weitreichenden Körperkräften [89, 90].

Nach der mechanischen Definition stellt die Oberflächenspannung eine Kraft pro Längeneinheit, sowie nach der thermodynamischen Definition eine Energie pro Fläche dar. Die aus der Oberflächenspannung resultierende Kraft neigt dazu die effektive Oberfläche bzw. Oberflächenenergie zu reduzieren. Daher kann in Abwesenheit anderer Kräfte wie z.B. der Gewichtskraft die Bildung von perfekt sphärischen Flüssigkeitskugeln beobachtet werden. Aus der Mikroperspektive gesehen, stellt das unbalancierte intermolekulare Bindungsverhältnis an der Oberfläche den physikalischen Grund für die resultierende kontrahierende Wirkung der Oberflächenspannung dar [91].

In der Literatur werden eine Vielzahl an Grundlagenuntersuchungen des Flüssigphasenverhaltens einer freien Oberfläche sowie etwaige entstehende Oberflächenmuster oder thermische Wellen behandelt. Im Folgenden sind die für den vorliegenden Untersuchungsfall einer flüssigen metallischen Grenzfläche besonders relevanten Untersuchungen und Erkenntnisse aufgeführt.

[92] Pearson et al. zeigten, dass für die Entstehung von hexagonalen Konvektionszellen bei der Erwärmung primär Gradienten der Oberflächenspannung und nicht der Dichte bzw. Auftriebskräfte relevant sind. Der Versuchsaufbau bestand hierbei aus zwei parallelen Platten, die auf unterschiedliche Temperaturen beheizt und deren Zwischenraum mit einer Flüssigkeit gefüllt war. Weiterhin wurde die Entdeckung der thermokapillaren Grenzflächenkonvektion dem italienischen Physiker Marangoni (1840-1925) zugeschrieben, der das Verhalten von Grenzflächen beobachtete, die einem Temperatur- (thermokapillare Konvektion) oder Konzentrationsgradienten (solutokapillare Konvektion) ausgesetzt sind [93]. Hierbei wurde festgestellt, dass eine Oberflächenspannungsänderung an einer freien Oberfläche zu einer resultierenden Kraft in Richtung größerer Oberflächenspannung führt. Konvektion bezeichnet in diesem Kontext eine generelle Kategorie von Strömungen mit extern aufgeprägten Temperaturgradienten. Oberflächenspannungsgetriebene Konvektion wird im Folgenden als Marangoni-Bernard-Konvektion und dichtegetriebene Konvektionsströmungen als Rayleigh-Bernard-Konvektion bezeichnet (nach [94],[95]).

Hinsichtlich der Art der gemäß Marangoni und Bernard induzierten Strömung einer Flüssigphase auf einer beheizten Platte lassen sich zwei Modi unterscheiden. Temperaturgradienten senkrecht zur Grenzfläche (in Dickenrichtung des Flüssigkeitsfilms) führen zu Marangoni Instabilitäten und resultieren in Benard-Marangoni-Zirkulationen innerhalb der Flüssigphase. Der zweite Modus basiert auf in horizontaler Richtung aufgeprägten Temperaturgradienten tangential zur Grenzfläche und dem Auftreten einer Instabilität zu Marangoni-Strömungen in Richtung der geringeren Temperatur [89].

Die Oberflächenspannung ist nach der Eötvösscher Regel für den Großteil der Fluide eine monoton fallende Funktion der Temperatur [96]:

$$\sigma = \sigma_a + \sigma_T(T - T_a) \quad (03)$$

Der Grund für dieses Verhalten ist nach [97] in der Gibbsschen freien Energie zu finden, welche über die Entropie mit steigender Temperatur abfällt ($F = H - TS$). Daher weisen Bereiche einer freien Oberfläche

mit lokal erhöhter Temperatur eine geringere Oberflächenspannung auf. Dies resultiert in lateralen Scherkräften in Richtung kälterer Bereiche der Flüssigkeit – gleichbedeutend mit einer höheren Oberflächenspannung [98]. Die Scherkräfte können unter Vernachlässigung der Viskosität der Gasphase in Abhängigkeit der Temperatur für eine infinitesimal kleine Längeneinheit dx ausgedrückt werden:

$$\tau dx = -\mu \left(\frac{\partial u}{\partial z} \right) dx = -d\gamma = -\left(\frac{\partial \gamma}{\partial T} \right) \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right) dx \quad (04)$$

Hierbei stellt x die Komponente der Geschwindigkeit in x -Richtung dar. Die Scherspannung in Gleichung 4 treibt die Strömung im Fall einer Marangoni-Bernard-Konvektion an. Die Viskosität der Flüssigkeit stellt die dämpfende Größe der Konvektion dar [95]. Es existiert ein kritischer Wert bzw. kritischer Temperaturgradient, ab der Marangoniinstabilität auftritt. Diese äußert sich zunächst durch die Bildung von Konvektionszellen bzw. -mustern auf der Oberfläche. Bei steigendem Temperaturgradienten kommt es hingegen zur Entstehung von hydrothermischen Wellen mit einer Nettoflüssigkeitsbewegung in Richtung der geringeren Temperatur. Dieser Übergang und die Entstehung hydrothermischer Wellen insbesondere in Abhängigkeit materialspezifischer Größen wie der Prandtl-Zahl und der Biot-Nummer wird in [99] behandelt. Hierbei stellt die Prandtl-Zahl das Verhältnis aus dynamischer Viskosität (ν) und thermischer Diffusion (α) dar:

$$Pr = \nu / \alpha \quad (05)$$

Flüssige Metalle weisen aufgrund ihrer hohen thermischen Leitfähigkeit niedrige Prandtl-Zahlen zwischen 0.001 und 0.03 auf, wohingegen Öle aufgrund ihrer hohen Viskosität und geringen Leitfähigkeit Prandtl Zahlen weit über 50 aufweisen können.

In Abbildung 8 sind die entstehenden Strömungen einer mit Temperaturgradient behafteten Flüssigphase modellhaft dargestellt. Der horizontale Gradient in der Oberflächenspannung führt zu einer Marangoniströmung von hohen Temperaturen zu niedrigeren Temperaturen. Die Oberflächenströmung breitet sich aufgrund der Scherspannung in tiefere Bereiche aus und wird aus Massenerhaltungsgründen durch einen entstehenden substratnahen Rückstrom ausgeglichen. Unter Einfluss eines Temperaturgradienten neigt sich ein Flüssigkeits tropfen in Richtung der kalten Bereiche, da die internen Strömungen eine Nettoflußbewegung in Richtung höherer Oberflächenspannungen, gleichzusetzen mit der Tropfenspitze und rechten –seite induzieren [89].

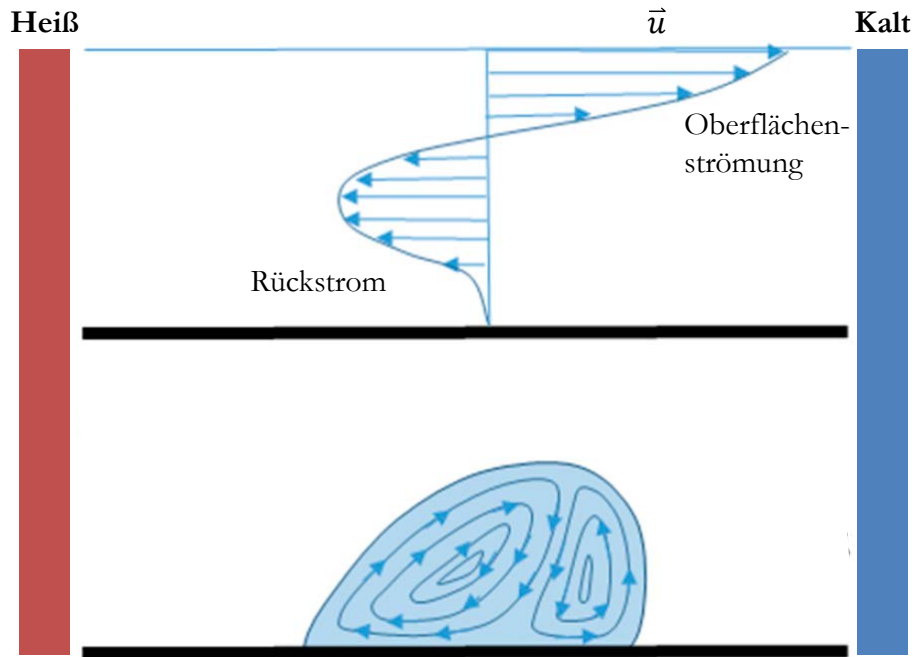


Abbildung 8: Schematische Darstellung der Strömungen in einer mit einem Temperaturgradient behafteten Flüssigphase nach [89]

Die Marangoninummer M_a ist eine dimensionslose Größe und gibt die Bedeutung der Oberflächenspannung aufgrund thermischer Effekte an. [100]

$$M_a = \frac{\partial \sigma / \partial T \cdot \Delta T \cdot h}{\mu \cdot \alpha} \quad (06)$$

Hierbei stellt $\partial \sigma / \partial T$ den Gradienten der Oberflächenspannung mit der Temperatur, h die Beschichtungsdicke, ΔT die absolute Temperaturdifferenz, μ die dynamische Viskosität und α die Wärmeleitfähigkeit dar. Im Fall einer von unten beheizten Flüssigkeit liegt gemäß Konvention ein negativer Temperaturgradient vor. Da der Gradient der Oberflächenspannung mit der Temperatur für die meisten Metalle negativ ist, resultiert eine positive Marangonizahl für erwartungsgemäße Strömungen von warmen zu kalten Bereichen der Beschichtung [94]. Temperaturgradienten führen, neben einem Gradienten in der Oberflächenspannungen, auch zu einer Dichtevariation. Die daraus resultierende Auftriebskraft führt ebenfalls zu einer Strömung von wärmeren Bereichen (niedrige Dichte) zu kälteren (hohe Dichte). Für die Beschichtungsdeformation dünner Beschichtungsfilme spielen Dichtegradienten (Rayleigh-Bernard) als Volumenkraft im Vergleich zu Marangoni-Bernard eine untergeordnete Rolle [101]. Diese Relation wird durch den Quotienten aus Rayleigh- und Marangonizahl als dynamische Bondzahl ausgedrückt:

$$Bo = \frac{Ra}{Ma} = \frac{\rho g \beta h^2}{\partial \sigma / \partial T} \quad (07)$$

Hierbei stellt ρ die Fluideichte, β den Wärmeausdehnungskoeffizienten, g die Erdbeschleunigung und h die Filmhöhe dar. Eine geringe Filmdicke führt erwartungsgemäß zu einer niedrigen Bondzahl und einer Dominanz oberflächensensitiver gegenüber volumenbezogener Kräfte.

Topographie der Oberfläche

Die Mehrheit der Untersuchungen thermokapillarer Strömungen in der Literatur wird an nahezu idealen Oberflächen mit sehr geringer Rauigkeit durchgeführt. Im Hinblick auf technische Oberflächen liegen jedoch ungleichmäßige und - in der Höhe - variierende Schichtdicken und/oder Substratrauheiten vor. [102] und [103] haben den Einfluss topographischer Merkmale auf die induzierte Marangoni-Bernard-Konvektion in einem Silikonölfilm auf einem beheizten Substrat durchgeführt.

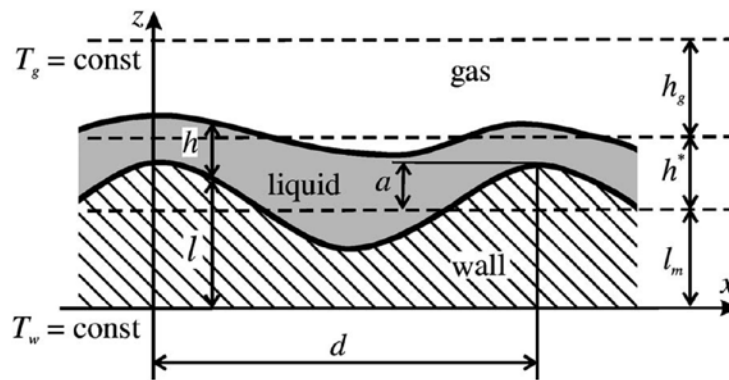


Abbildung 9: Beispielhafte Skizze eines Systems einer Flüssigphase auf einer welligen Oberfläche [103]

Da der Abstand des beheizten Substrats von der Flüssigphasenoberfläche örtlich variiert, kommt es zu Temperaturgradienten an der Flüssig-Gas-Grenzfläche, welche thermokapillare Scherspannungen induzieren. Die Flüssigkeit wird aus warmen in kalte Bereiche gedrängt. Das Auftreten von asymmetrischen topographischen Merkmalen führt entsprechend [104] und [99] zu einer Nettoströmung entlang des größten Gradienten. Folgerichtig wurde in [103] festgestellt, dass Filme auf strukturierten Oberflächen eine signifikant geringere Stabilität gegenüber thermokapillaren Strömungen aufweisen als auf flachen Substraten.

In theoretischen Untersuchungen wird angenommen, dass die Wärmeübertragung zwischen einem Gas und einer Flüssigkeit über einen konstanten Wärmeübertragungskoeffizienten α als thermische Randbedingung beschrieben werden kann [105]. Der Wärmetransport in einem Flüssigkeitsfilm erfolgt durch eindimensionale Wärmeleitung. Folglich kann die Temperaturdifferenz zwischen oberer und unterer Grenzfläche numerisch durch folgende Abhängigkeit mit der Biot Nummer B_i und der Wärmeleitfähigkeit des Fluids k ausgedrückt werden [100].

$$\Delta T = T_w - T_i = (T_w - T_g) \frac{B_i}{1+B_i} \quad (08)$$

$$\text{mit } B_i = \frac{\alpha h}{k} \quad (09)$$

Hierbei stellen T_w die Temperatur der Substratoberfläche, T_i der Grenzfläche zwischen den Fluiden und T_g des Gases dar, die über die Biot-Nummer miteinander verknüpft sind.

In der vorliegenden Betrachtung und Simulation wird dieser Effekt aufgrund der Berücksichtigung von Wärmeleitung innerhalb der Al-Si-Beschichtung zwar betrachtet, spielt aber aufgrund der dünnen Schichtdicke (20-30 μm) und hohen Leitfähigkeit der Aluminiumbeschichtung, die zu einer sehr kleinen Biot-Nummer ($\sim 10^{-6}$) führen, im Vergleich zu hohen horizontal aufgeprägten Temperaturgradienten eine untergeordnete Rolle.

Instabilität und Filmabbruch

Instabilitäten in Flüssigfilmen lassen sich gleichsetzen mit einer Störung im expliziten Kräftegleichgewicht des Systems. Unter bestimmten Rahmenbedingungen (Druck, Temperatur, etc.) können Instabilitäten soweit anwachsen, dass ein Filmabbruch bzw. eine Delaminierung der Substratoberfläche eintritt. Hierbei ist die Stabilitätsanalyse aufgrund einer großen Vielfalt an Eingabeparametern und Kräften hoch komplex. Die Identifikation der Haupteinflussgrößen und entsprechende Modellreduktion ist ein probates Mittel zur Komplexitätsminderung [89].

Die Instabilität im vorliegenden Fall eines Flüssigfilms auf einem gradiert beheizten Substrats weist zwei verschiedene Instabilitätsmodi auf, die in diesem Kapitel bereits Erwähnung fanden. Ein Temperaturgradient senkrecht zur Grenzfläche führt nach Pearson [92] zu Marangonikonvektionen und Bildung von lokalen konkaven Mulden. Die zweite Art der Instabilität geht zurück auf Smith und Davis [99] und wird hervorgerufen durch horizontal aufgeprägte Temperaturgradienten. Die Instabilitäten wachsen nicht in Form von Mulden, sondern in Form von zeitlich und örtlich propagierenden thermischen Wellen. Für beide Instabilitätsmodi resultieren kritische Größen, die u.a. in Abhängigkeit der Marangonzahl ausgedrückt werden können [100].

Bei dünnen Filmen und ausreichend hohen Temperatur-, Konzentrations- oder Oberflächenspannungsgradienten kommt es zur Bildung eines Trockenpunktes (engl. dryspot) in Form eines Tripelpunktes zwischen Gas-, Flüssig- und Festphase [90]. Hierbei berührt die Oberfläche der Flüssigphase die Substratoberfläche und legt diese lokal frei. Da in diesem Fall eine entscheidende Bremse der Nettoflußbewegung wegfällt, beschleunigt sich die Verschiebung zunehmend ab Filmabbruch. Viviani et al. [90] haben den Filmabbruch in Abhängigkeit von thermo- und solutokapillaren Oberflächenspannungsgradienten untersucht. Es wurde festgestellt, dass die kritische Schichtdicke, bei der ein Filmabbruch auftritt, unabhängig von der Fluidichte, der Viskosität oder der Substratgeometrie ist und primär durch die Höhe der Oberflächenspannungsdifferenz definiert wird. Verdeutlicht ist dies in Abbildung 10, in der die Abhängigkeit der kritischen Filmhöhe von der Temperatur und der daraus resultierenden Oberflächenspannungsdifferenz in Form von geplotteten Messdaten für thermokapillare Konvektion unterschiedlicher flüssiger Medien dargestellt ist

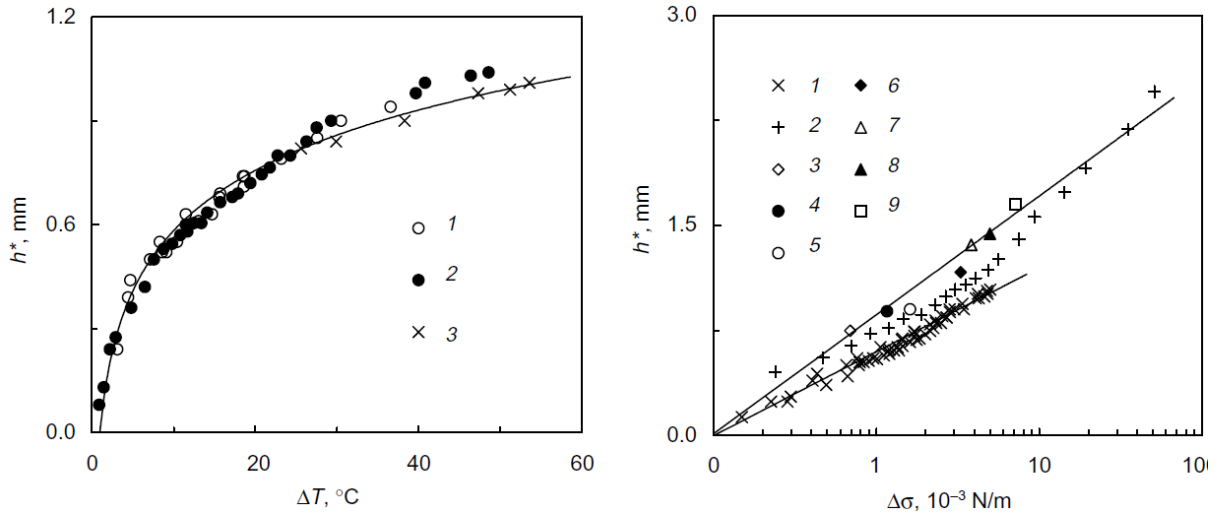


Abbildung 10: kritische Filmhöhe in Abhängigkeit des Temperaturgradientens (links), respektive der Oberflächenspannungsdifferenz (rechts) für die Stoffe Decan (1), Heptan (2) und Ethanol (3), nach [90].

Yeo et al. [106] haben insbesondere die Bildung des dryspots sowie das Aufreißen der Beschichtung untersucht und festgestellt, dass sich aufgrund der Strömung im Bereich des Tiefpunktes fraktalartige und fingerförmige Strukturen ausbilden. Weitere relevante Untersuchungen wurden von Ajaev et al. [107] durchgeführt, die den Filmabbruch metallischer Flüssigfilme unter lokaler Lasererwärmung studiert haben. Es wurde festgestellt, dass insbesondere der Filmabbruchmechanismus die Gestalt der Wärmeeinflusszone bzw. Oberfläche nach der Erstarrung definiert. Zum Filmabbruch muss nach Erreichen einer kritischen Restfilmdicke eine Trennschpannung (engl. disjoining pressure) aufgebracht werden, die in Abhängigkeit von den dimensionslosen Konstanten A und B numerisch beschrieben werden kann [107]:

$$\Pi = \frac{A}{h^3} + \frac{B}{h^2} \quad (10)$$

Wobei A und B material- und systemrelevante Größen, wie Werkstoffigenschaften oder die Filmdicke, beinhalten. Der erste Term basiert auf Dispersions- sowie van-der-Waals-Kräften, wohingegen der zweite Term alle elektrischen Komponenten der Trennschpannung berücksichtigt. Für den vorliegenden Fall einer Flüssigphase auf einem gradiert beheizten Substrat kann der erste Term in Abhängigkeit der Hamaker-Konstante A_h ausgedrückt werden [108]:

$$A = \frac{A_h}{6\pi\gamma_0 d^2} \quad (11)$$

Hierbei stellt γ_0 die Oberflächenspannung und d die durchschnittliche Schichtdicke dar. Die Trennschpannung kann in Abhängigkeit der Parameter A und B sowohl positive als auch negative Werte annehmen. Beide Spannungsanteile können daher einen Filmabbruch befördern oder behindern, sowie die Topographie des dryspots beeinflussen. Eine positive Trennschpannung führt zur Ausbildung eines ringförmigen dryspots (Abbildung 11b.), da insbesondere im Zentrum der Erwärmung eine hohe

Stabilisierung zu verzeichnen ist. Typischer Weise wird jedoch ein punktförmiger Filmabbruch in Experimenten beobachtet, wie er in Abbildung 11a. dargestellt ist.

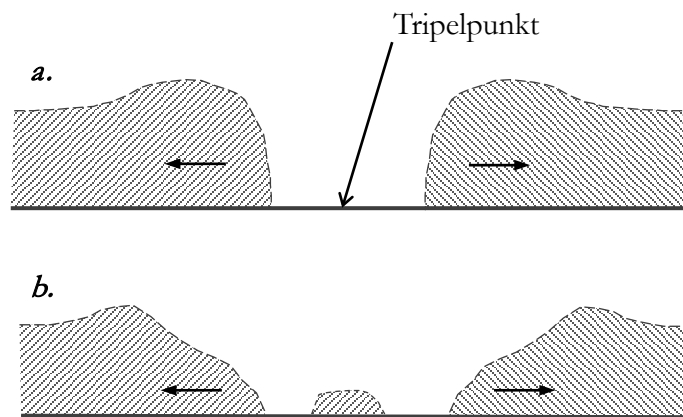


Abbildung 11: Ausbildung eines punktförmigen (oben) bzw. ringförmigen (unten) Filmabbruchs aufgrund einer positiven Trennspannung, nach [107].

Tan et al. und Burelbach et al. [109, 110] haben die Bildung eines Tiefpunkts bis hin zu einem Filmabbruch eines Silikonölfilms in einer zweiteiligen Veröffentlichung in Theorie sowie Experiment behandelt. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 12 dargestellt. Auf eine von unten beheizten und austarierten Stahlplatte werden Silikonölfilme mit definierter Ausgangsschichtdicke h_0 aufgetragen. Die Temperatur nimmt in der Plattenmitte, oberhalb der Heizeinheit, die höchste Temperatur an und fällt nach außen hin ab. Die resultierenden Gradienten in der Oberflächenspannung führen zu konvektiven Strömungen und Bildung einer konkaven Mulde an der Position der höchsten Temperatur. Die Ausgangsdicke des Films wurde experimentell zwischen 0.125 und 1.684 mm und die horizontale Temperaturdifferenz zwischen 3.5 und 179 °C variiert. Es wurde festgestellt, dass die Filmstabilität gegenüber thermokapillar induzierter Beschichtungsverschiebung signifikant mit der Ausgangsfilmhöhe korreliert. Die Stabilität steigt mit der Schichtdicke an, da sich Konvektionswirbel bei hohen Schichtdicken innerhalb der Beschichtungsdicke schließen und keine Nettoströmung induzieren. Bei einer Filmdicke von 0.125 mm (125 μm) tritt bereits bei horizontalen Temperaturunterschieden von 3.5 °C ein Filmabbruch ein. Ein Silikonölfilm von 1.684 mm Dicke bildet bei maximaler horizontaler Temperaturdifferenz der Anlage von 179 °C lediglich eine Mulde mit 0.1 mm Tiefe.

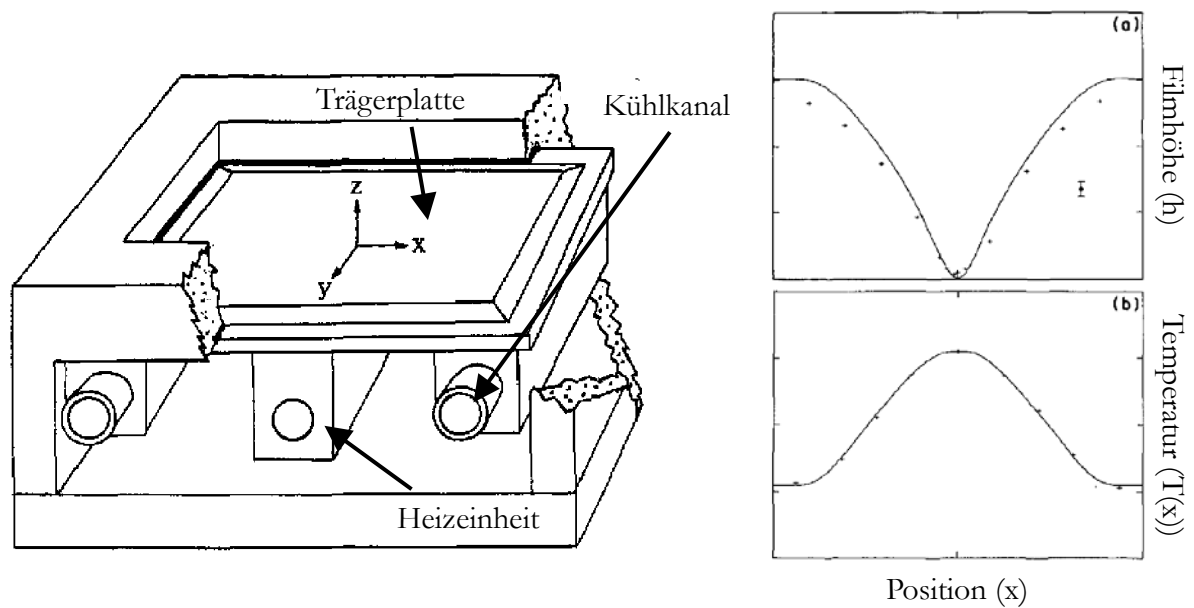


Abbildung 12: Versuchsaufbau zur experimentellen Untersuchung des Filmabbruchsverhaltens von Silikonölfilmen nach [110].

Einsatz thermokapillarer Strömungen

Oftmals stellen thermokapillare Strömungen unerwünschte Nebeneffekte dar, welche die Anwendung technischer Prozesse erschweren oder die Prozessrobustheit beeinträchtigen. Hierbei ist beispielhaft der vorliegende Anwendungsfall einer verflüssigten Warmumformungsbeschichtung zu nennen, die aufgrund hoher Temperaturgradienten strömt. Des Weiteren ist die Schweißtechnik (Punkt und/oder Laser) [101] zu nennen, bei denen es zu Konvektionsströmungen in Bereichen der Schweißnaht bzw. Schweißlinse kommt.

Andererseits kommen thermokapillare Strömungen in aktuellen Technologie- und Forschungsbereichen bewusst zum Einsatz. Im Folgenden werden ein paar aktuelle Applikationen herausgegriffen und zusammengefasst:

1. Um die Oberflächentopographie von generativ gefertigten Bauteilen einzuglätten wird ein gepulster Laserpolierprozess untersucht, der auf Basis thermokapillarer Strömungen die Oberflächenrauheit signifikant reduzieren kann [111]. Der Prozess wird als letzter Schritt eines SLM-Prozesses vorgeschlagen. Nach [112] wird solch ein Prozess, bei dem ein Schmelzbad durch Oberflächenspannungsgradienten angetrieben wird, allgemein als Umschmelzveredeln bezeichnet.
2. [113] In dieser Applikation werden thermokapillare Strömungen verwendet, um feine Talkpartikel in der Größenordnung von Mikrometern mittels Laser von einer Glasoberfläche zu entfernen. Hierbei werden die Partikel in einer wässrigen Lösung dispergiert und entlang eines mittels Laser aufgeprägten Temperaturgradienten verschoben.

3. Thermokapillare Konvektion kann bei der Laseroberflächenbehandlung mit Zusatzwerkstoff ausgenutzt werden um dem diffusiven Anteil einen konvektiven Anteil in der Schmelzbadströmung zu überlagern und den Prozess des Auflegierens auf das gesamte aufgeschmolzene Volumen zu erweitern [114]. Die Strömung des Zusatzwerkstoffs führt zu einer homogenen Verteilung.
4. Im Prozess des thermokapillaren und chaotischen Vermischens [115] werden Oberflächenspannungsgradienten bewusst verwendet um die Mischungseigenschaften von Flüssigkeiten zu verändern. Durch thermokapillare Spannungen werden vollständige, 3-dimensionale Vermischungsgrade erzielt, da forminvariante Oberflächen durch innere Flüssigkeitsströme aufgelöst werden.

2.4 Physikalische Gasphasenabscheidung

In der Oberflächentechnik wird zwischen Grenzflächenmodifikationen und Überlagerungsprozessen differenziert. In Überlagerungsprozessen wird ein Werkstoff auf der Grenzfläche eines Substrates appliziert und bedeckt dieses soweit, dass es auf der Grenzfläche nicht mehr detektierbar ist. Bei einer Grenzflächenmodifikation (z.B. Anodisierung) werden zwar die Eigenschaften der Grenzfläche beeinflusst bzw. geändert, aber das Substratmaterial ist weiterhin an der Grenzfläche präsent. Dieses Kapitel fokussiert sich auf die Methode der Physikalischen Gasphasenabscheidung (kurz PVD). Gründe dafür werden im Methoden- und Konzeptteil dieser Arbeit, in Kombination mit dem Anwendungsfall, erläutert. Bei Schichtdicken in der Größenordnung von bis zu einigen Mikrometern spricht man von einem Dünnschicht, bei dickeren Schichten wird der Begriff Beschichtung verwendet. Die Begrifflichkeit des Dickschicht wird in der Vakuumabscheidung nicht benutzt, da dieser den Verfahren des thermischen Spritzens oder des Lackierens vorbehalten ist [116]. Die Verfahren der physikalischen Gasphasenabscheidung werden in weitere Unterkategorien unterteilt, die sich insbesondere in den Prozessbedingungen und der Art der Plasmaerzeugung bzw. des Vaporisierens unterscheiden. Hierbei sind das Vakuum-, bzw. die Sputterabscheiden, die Elektrobogen-Gasphasenabscheidung und das Ionenplattieren zu nennen. [117]

2.4.1 Grundlagen und Prozess

Prozesse der physikalischen Gasphasenabscheidung sind grundlegend atomistische Abscheidungsprozesse, bei denen Material in vaporisierter Form von einer festen oder flüssigen Quelle in Form von Atomen oder Molekülen hin zu einem Substrat transportiert wird und dort kondensiert. Das PVD-Verfahren kann mit einer sehr großen Variation an Targetmaterialien eingesetzt werden um dünne Schichten mit der identischen Stöchiometrie auf dem Substrat abzuscheiden. Hierbei können auch Materialverbindungen (reaktiv) oder Mehrlagensysteme abgeschieden werden.

1852 wurde das Zerstäuben (engl. sputtering) als ungewollter Nebeneffekt von Grove beobachtet [118]. Insbesondere der Bedarf nach zuverlässiger und erschwinglicher Vakuumtechnik hat die physikalische Gasphasenabscheidung seitdem verzögert. Die Entwicklung der planaren Magnetronquelle im Jahre 1974 sowie das darauf aufbauende Patent durch Chapin [119] stellt eine essentielle Entwicklung und einen Meilenstein der Vakuumbeschichtungstechnologie dar und führte zu steigender industrieller Relevanz [120].

Um unter anderem die Sputtereffizienz zu steigern gibt es seit der Erfindung der Gasphasenabscheidung eine Vielzahl von Innovationen. Einen entscheidenden Faktor für die Performancesteigerung stellt die Plasmadichte in der Beschichtungskammer zwischen Target und Substrat dar. Eine höhere Dichte an Sekundärelektronen führt zu einer Steigerung der Ionisierungswahrscheinlichkeit im Zwischenraum und damit zu einem Anstieg der Sputterausbeute. Aufgrund der Relevanz für diese Arbeit wird an dieser Stelle auf das sogenannte Magnetronspattern eingegangen und das Prinzip dahinter kurz erläutert. Mittels Magnetfeldern, die durch speziell angeordnete Permanent- oder Elektromagnete hinter dem Target erzeugt werden, können die Sekundärelektronen auf explizite schraubenförmige Bahnen in der Nähe des Targets gelenkt und konzentriert werden. Hierbei gibt es balancierte sowie unbalancierte Magnetronanordnungen, die zu anderen Feldausbildungen und damit zu abweichenden Lorentzkräften auf die Elektronen führen. Der Einsatz von mehreren planaren Magnetrontargets in einer Beschichtungskammer ist insbesondere aus Homogenitäts- und Effizienzgründen zu empfehlen. Eine mögliche Anordnung, die in dieser Arbeit verwendet wird, stellt eine mit vier planaren Sputtertargets in „Race-Track-Form“ ausgestattete Vakuumkammer dar, die mit gegenüber entgegengesetzt angeordneten Magnetronkonfigurationen arbeiten.

Die gegenüberliegende Anordnung führt dabei zur Erzeugung eines sowohl dichten als auch homogenen Plasmas und einem höheren Materialnutzungsgrad der Sputtertargets, da stark lokalisierte Plasmadichten reduziert werden [117, 120]. Als Vorteile des Magnetronspatterns können nach Bräuer [120] unter anderen folgende Aspekte genannt werden:

- Hohe Abscheidungsraten von 1 – 10 nm/s
- Geringer thermischer Einfluss auf das Substrat
- Beschichtungshomogenität auch für große Kathodenflächen
- Große Auswahl an Elementen und Beschichtungsalternativen
- Hohe Dichte und Schichtadhäsion.

Vor dem Abscheidungsprozess ist eine Reinigung der Substratoberfläche mittels Ionensputtern essentiell um eine saubere und defektfreie Grenzfläche und damit Dünnschichthaftung zu gewährleisten. Der Reinigungsprozess kann dem Prozess der Gasphasenabscheidung vorgelagert in der gleichen Kammer durchgeführt werden. Im Anschluss wird durch Anlegung einer Spannung in der Größenordnung von mehreren hundert Volt zwischen Target und Substrat ein Plasma erzeugt und der Sputterprozess initiiert.

Die ionisierten Prozessgaskationen (z.B. Argon+ insbesondere für inerte Prozessbedingungen) werden durch das angelegte elektrische Potential auf das Targetmaterial beschleunigt und schlagen hier Metallatome aus, die im weiteren Prozessverlauf durch das Plasma transportiert werden und auf der Substratoberfläche kondensieren. Der Mechanismus des Metallionenabtrags wurde lange Zeit kontrovers diskutiert, dennoch gibt es klare Indizien die dafür sprechen, dass es sich um einen mechanischen Stoß bzw. Sputterprozess handelt und keine thermische Verdampfung [116]: Die Energie, die bei einem physischen Stoß zwischen harten Sphären umgesetzt wird kann aus den Gesetzen der Momentums- und Energieerhaltung abgeleitet werden:

$$\frac{E_t}{E_i} = 4M_t M_i \cos^2 / ((M_i + M_t)^2) \quad (12)$$

Hierbei stellt der Parameter E die Energie und der Parameter M die Masse der Sputterpartikel(i) und der Targetpartikel (t) dar.

Das Target wird i.d.R. leitfähig auf Kupferplatten gebondet oder mit leitfähigen Klebern fixiert sowie aktiv gekühlt, da ungefähr 80% der Stoßenergie in Form von Wärme auf das Target übertragen wird. In manchen Fällen kann dieser Effekt auch zu einer höheren Sputterrate oder Prozesseffizienz führen, wenn die Targettemperatur auf Werte von bis zu 80% der Schmelztemperatur angehoben wird [120].

2.5 Lasertechnik

Die Wechselwirkung von Laserstrahlung und deren Anwendung für Werkstoffbearbeitung sowie Wärmebehandlung wird seit 1963 untersucht, nachdem der erste Laser 1960 von Theodore Maiman vorgestellt wurde. Grundsätzlich treten drei Arten von Wechselwirkungen zwischen Laser und Werkstückoberfläche auf. Die auftreffende Strahlung wird absorbiert, reflektiert und transmittiert, wobei die absorbierte Energie durch folgenden Ausdruck in Abhängigkeit des intensitäts- und wellenlängenabhängigen Absorptionskoeffizienten $A_\lambda(I)$, und eingestrahlten Intensität I_λ beschrieben wird:

$$W_A = \iint A_\lambda(I) \cdot I_\lambda(r, t) d^2r dt \quad (13)$$

Es gibt eine Vielzahl an Einflussfaktoren, welche die Absorptionscharakteristik technischer Werkstückoberflächen beeinflussen. „Die Absorption hängt neben der Laserwellenlänge und der Polarisation der Laserstrahlung sowie den Materialeigenschaften auch von der Beschaffenheit und der Geometrie der Werkstückoberfläche ab.“ ([112] S. 1) Thermische Energie wird aufgrund von Konduktion in tiefere Materialsichten des Werkstücks transportiert. Hierbei hängt die resultierende Temperatur des Werkstücks von Laserparameter, wie der Laserleistung ($I_{abs} = A_\lambda(I) \cdot I_\lambda$), der Bestrahlungsdauer t_p , der Laservorschubgeschwindigkeit v_p und der Laserspotgeometrie r_B , sowie von thermophysikalischen Materialeigenschaften, wie der Wärmekapazität c und der Wärmeleitfähigkeit k , ab [112]:

$$T = T(I_{abs}, t_p, v_p, r_B, K, c) \quad (14)$$

Die Absorption im Werkstoff führt zu einer exponentiellen Dämpfung der Strahlungsintensität, wobei α den Absorptionskoeffizienten darstellt [121]:

$$I = I_0 e^{-\alpha z} \quad (15)$$

Hiermit kann über den Absorptionsindex k eine Eindringtiefe des Lasers l_α definiert werden:

$$l_\alpha = \frac{1}{\alpha} = \frac{\lambda}{4\pi k} \quad (16)$$

In Abbildung 13 sind Applikationsbeispiele in Abhängigkeit der verwendeten Leistungsdichte und Einwirkdauer als Prozessfenster dargestellt. Hierbei unterscheidet man grundlegend zwischen einer Werkstückerwärmung ohne Phasenübergang (Aufheizen) und entsprechenden Erwärmungsprozessen mit Phasenübergängen in andere Aggregatzustände wie flüssig (Schmelzen), gasförmig (Verdampfen) und Plasma. Das in dieser Arbeit zur Anwendung kommende Verfahren des Umschmelzveredelns bedingt ein Aufschmelzen der Beschichtungsphase ohne Tiefschweißeffekt (Verdampfen) in das Substrat. Nach der Einteilung der Fertigungsverfahren in DIN 8580 [14] kann der Prozess des Laseroberflächenveredelns der fünften Hauptgruppe des Beschichtens sowie der sechsten Hauptgruppe, der Änderung von Stoffeigenschaften zugeordnet werden.

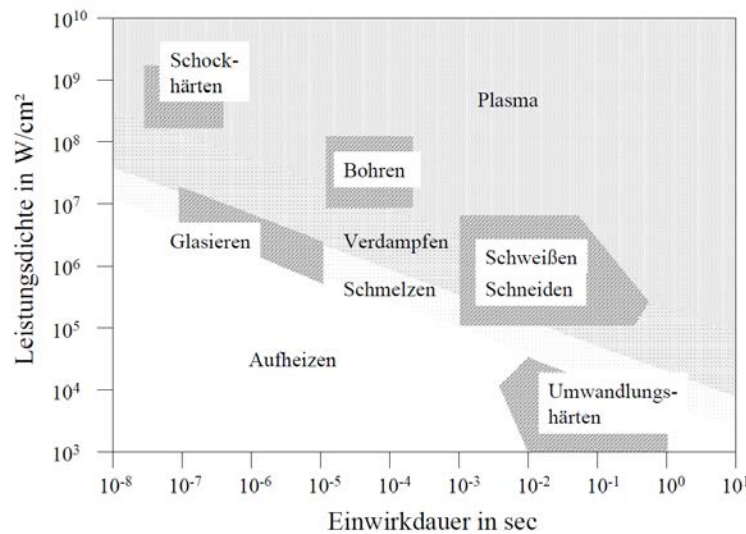


Abbildung 13: Anwendungsspektrum von Laserstrahlung in Abhängigkeit der Leistungsdichte und der Einwirkdauer [122].

Als Absorption wird der Quotient aus eingekoppelter bzw. wirksamer Leistung und auftreffender Leistung definiert. Der Leistungsanteil der nicht einkoppelt wird entsprechend emittiert oder transmittiert. Metalle im Allgemeinen weisen einen hohen Grad an Reflektion auf, weshalb nur ein geringer Anteil der Leistung einkoppelt bzw. absorbiert wird.

Auf den generellen Aufbau und die Funktion eines Lasers wird an dieser Stelle nicht genauer eingegangen und stattdessen wird an dieser Stelle auf entsprechende Literatur verwiesen, die sich explizit mit dem Stand der Technik von Festkörperlasern (z.B. Nd:YAG) und CO₂-Lasern befasst. Einen guten Überblick für die technologische Anwendung von Laserstrahlung bietet Poprawe et al. [112] "Lasertechnik in der Fertigung".

2.5.1 Absorption von Metallen

Drude-Modell und Bandstruktur

Um die Absorption metallischer Werkstoffe theoretisch zu betrachten kommt das modifizierte Drude-Modell zum Einsatz. Hierbei wird der metallische Werkstoff als freies Elektronengas in einem Potentialtopf angesehen und die Entstehung von Wärme in Form von Reibung begründet. Die Modellbetrachtung ermöglicht damit die Ableitung thermoelektrischer und magnetischer Werkstoffeigenschaften sowie eine Erklärung der Bandstruktur und -übergänge.

Angewendet auf Laserstrahlung bedeutet die Strahlungsabsorption eine Energiezunahme und Beschleunigung der freien Elektronen im elektrischen Feld, die wiederum über Stöße an die Umgebung abgegeben wird. Das Resultat ist die Entstehung von Reibung, welche dem Ladungstransport entgegengerichtet ist und dementsprechend ein ohmscher Widerstand im Material. Bei hohen Strahlungswellenlängen (niedrige Frequenz) werden alle zur Verfügung stehenden Ladungsträger beschleunigt. Im Fall niedriger Wellenlängen (hohen Frequenzen), wie zum Beispiel Laserstrahlung können nur die frei beweglichen Elektronen im Elektronengas angeregt werden [112].

Die Beschleunigung der Elektronen fungiert als Modellansatz für die Erklärung von Intrabandübergängen innerhalb des Leitungsbandes der Metalle. Charakteristisch für metallische Werkstoffe sind bis zur Fermi-Grenze aufgefüllte Elektronenzustände ($T = 0K$) innerhalb des Leitungsbandes. Elektronen in unmittelbarer Umgebung der Fermi-Grenze können mittels elektrischer oder thermischer Energiezufuhr in höhere Niveaus angehoben werden (Intrabandübergang), was modellhaft der Beschleunigung der Elektronen entspricht.

Die Anregung mittels Interbandübergang erfordert die Überwindung eines Bandgaps im Bereich mehrerer Elektronenvolt zwischen Valenz und Leitungsband. Daher weisen Interbandübergänge einen Resonanzcharakter mit expliziten Maxima auf, wohingegen Intraband-Terme monoton mit der Frequenz variieren [121]. Der vorliegende energetische Bandzustand des Werkstoffs ist bei der Betrachtung der Absorptionscharakteristik metallischer Werkstoffe daher immer in Zusammenhang mit der Strahlungswellenlänge zu betrachten. Abbildung 14 zeigt den Absorptionsgrad in Abhängigkeit der Wellenlänge der Laserstrahlung für Stahl und Aluminium [123]. Der Interbandübergang bei 820 nm von Aluminium ist in Form eines Absorptionspeaks deutlich ersichtlich [124]. Des Weiteren ist für hochfrequente Strahlung erwartungsgemäß eine höhere Absorption verzeichnet.

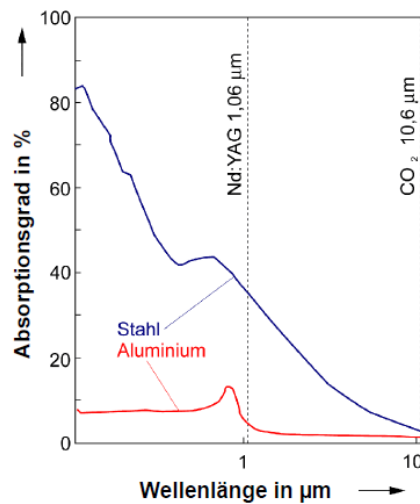


Abbildung 14: Absorptionsgrad von Stahl und Aluminium in Abhängigkeit der Wellenlänge. Hervorgehoben sind charakteristische Wellenlängen für Nd:YAG sowie CO₂ Laser [123].

Diese Betrachtung ist im vorliegenden Anwendungsfall von Bedeutung, da es sich um eine aluminiumhaltige Beschichtung auf einem Stahlsubstrat handelt.

Temperaturabhängigkeit des Absorptionsgrades

Bei der Erwärmung mittels Laserstrahlung trifft die Strahlung i.d.R. auf einen Werkstoffzustand auf einer Temperatur zwischen Schmelz- und Verdampfungstemperatur. Daher ist eine Betrachtung der Temperaturabhängigkeit des Absorptionskoeffizienten unumgänglich. Mit steigender Temperatur steigt der Einfluss von Phononen während, in Bezug auf Intrabandübergänge, der Einfluss von Störstellen in erster Näherung temperaturunabhängig ist [121]. Die wachsende Stoßwahrscheinlichkeit der freien Elektronen führt insbesondere bei hohen Wellenlängen zu einem Anstieg des Absorptionsgrades mit der Temperatur. Das Wiedemann-Franz Gesetz beschreibt die Temperaturabhängigkeit der elektrischen Leitfähigkeit:

$$L = \frac{\lambda}{\sigma T} \quad (17)$$

Hierbei stellt L die Lorenz-Zahl, λ die thermische und σ die elektrische Leitfähigkeit dar. Für Aluminium nimmt die Lorenz-Zahl den Wert $2,4 \times 10^{-8} \frac{WV}{AK^2}$ an.

Daraus kann nach [112] unmittelbar auf die Temperaturabhängigkeit der Stoßfrequenz ν_m geschlossen werden, die erwartungsgemäß mit der Temperatur ansteigt:

$$\nu_m(T) = \frac{e^2 n_e L T}{m_e \lambda} \quad (18)$$

Hierbei stellt n_e die einheitliche Elektronendichte und m_e die effektive Elektronenmasse dar. Die vollständige Herleitung über die Bewegungsgleichung von quasifreien Elektronen in Metallen ist in [112] (S. 43-47) ausgeführt.

Der Phasenübergang beim Aufschmelzen führt i.d.R. zu einem diskontinuierlichen Anstieg des Absorptionsgrades. Am Beispiel von Aluminium steigt die Absorption durch Phasenübergang um absolut 3-5 % an [125]. In Bereichen des Interbandüberganges zwischen 800 und 950 nm ist der Absorptionskoeffizient jedoch nahezu unabhängig vom Aggregatzustand [124].

Absorptionsgrad technischer Oberflächen

Insbesondere die Topographie und Zustand der Oberfläche spielt bei Absorptionsvorgängen eine entscheidende Rolle. Legierungselemente können die Bandstruktur beeinflussen und den Widerstand von technischen Legierungen signifikant verändern [121]. Stern [126] untersuchte den Einfluss des Bearbeitungsverfahrens und der resultierenden Oberflächentopographie auf die Absorptionscharakteristik von niedriglegiertem Stahl bei Wellenlängen von 1.06, 5 und 10.6 Mikrometern. Mit zunehmender Rauheit ist ein Anstieg im Absorptionsgrad zu erwarten. Der Einfluss von Oxidschichten wurde von Rubenchick et al [124] für oxidierte Aluminiumoberflächen untersucht. Hierbei konnte ein Anstieg des Absorptionsgrades bis zu einer Oxidschichtdicke von 120 nm durch Erhöhung des Brechungsindex und des Reflexionsvermögens auf bis zu 35 % festgestellt werden. Höhere Oxidschichtdicken führen aufgrund von Interferenzeffekten innerhalb des Films zu einem erneuten Abfall des Absorptionsgrades.

Wärmeleitungsschweißen

Beim Wärmeleitungsschweißen ist die Intensität der Laserstrahlung ausreichend hoch um ein Aufschmelzen des Werkstücks zu gewährleisten, liegt jedoch unterhalb einer kritischer Schwellintensität, bei der verdampfungsgetriebene Tiefschweißeffekte eintreten. Sobald die Schwellintensität überschritten wird, steigt die Tiefe der Schweißnaht bzw. Wärmeeinflusszone stark an, wohingegen beim Wärmeleitungsschweißen die Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffs die Eindringtiefe limitiert. Die Schwellintensität ist sowohl abhängig vom jeweiligen Werkstoffsystem, als auch von der Laserapparatur. Einflussfaktoren sind die Wärmeleitfähigkeit, der Absorptionsgrad aber auch die Art, Wellenlänge oder Leistung des Laserstrahls. Die hohe Leitfähigkeit und der im Vergleich zu Stahl geringe Absorptionsgrad von Aluminiumlegierungen führt zu einer hohen Schwellintensität und damit geringen Neigung für Tiefschweißprozesse. Im Fall von Cr-Ni-Stahl liegen klassische Schwellintensitäten in der Größenordnung von $5 \times 10^4 \text{ W/cm}^2$ [112]. Oberhalb der Schwellintensität wird das Werkstück auf Temperaturen oberhalb der Verdampfungstemperatur erwärmt. Der dadurch entstehende Druck bildet einen Kanal innerhalb der Schmelze, der aufgrund auftretender Mehrfachreflexion zu einer signifikanten Erhöhung der Absorption auch bei hochreflektierenden Metallen führen kann. In Abbildung 15 ist der Übergang am Beispiel von Edelstahl dargestellt. Bis zu einer Intensität von $5 \times 10^4 \text{ W/cm}^2$ steigt die Schweißtiefe langsam an, wohingegen ab Überschreiten der Schwelle ein deutlicher Tiefschweißeffekt zu verzeichnen ist.

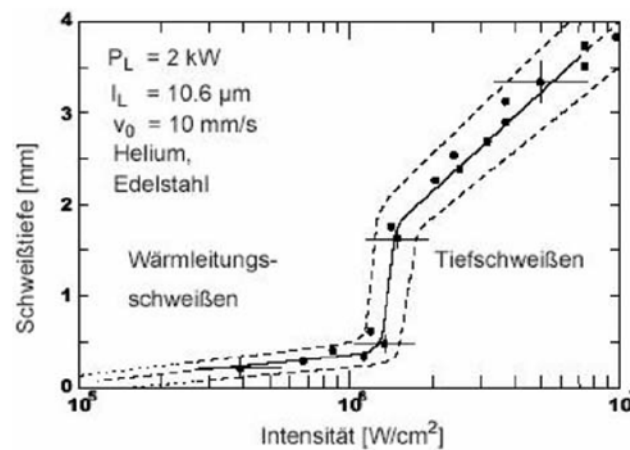


Abbildung 15: Resultierende Schweißtiefe in Abhängigkeit der Laserintensität - Übergang von Wärmeleitungs- zu Tiefschweißen [112]

2.5.2 Konvektionsströmung bei Laserstrahlerwärmung

Wie in Kapitel 2.3. dargelegt, führen Temperaturgradienten an Grenzflächen zu thermokapillaren Konvektionsvorgängen. Bei einer Wärmebehandlung mittels Laserstrahlung treten in der Wärmeeinflusszone stark lokalisierte Temperaturgradienten auf, die zu Oberflächenspannungsgradienten führen und folglich Marangoni-Benard-Konvektionen induzieren. Der negative Gradient der Oberflächenspannung mit der Temperatur von reinen Metallen führt zu einer tangentialen Scherspannung von der Mitte zum Rand des Schmelzbades. Aus Gründen der Massenerhaltung fließt Material aus kalten Bereichen nach. So entsteht ein Strömungsprofil mit Ausdehnung über das gesamte Schmelzbad [114]. Die nach außen gerichtete Strömung führt zu einer wulstförmigen Deformation des Schmelzbades [112]. Abbildung XY zeigt die induzierte thermokapillare Spannung τ_s bei Annahme einer gaußförmigen Temperaturverteilung über das Schmelzbad.

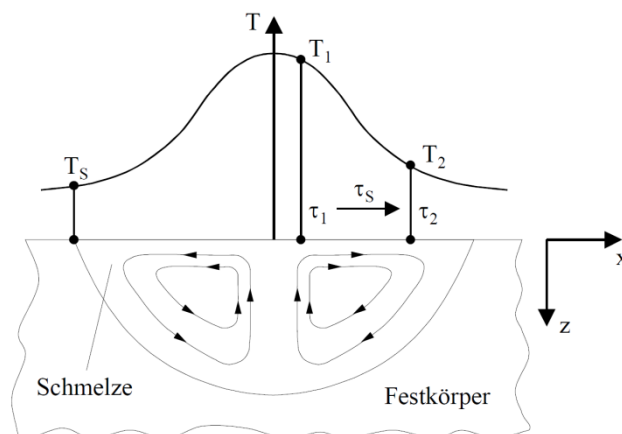


Abbildung 16: Schematische Darstellung der Fluidströmungen bei Vorlage eines Oberflächenspannungsgradienten basierend auf einer lokalen Wärmeeinbringung, aus [122] nach [114]

Die Konvektionsgeschwindigkeit liegt mit mehreren Metern pro Sekunde um 2-3 Größenordnungen höher als typische Vorschubgeschwindigkeiten von Laserapparaturen [112].

Auch wenn die thermokapillare Konvektion bei der Laserwärmebehandlung oft einen ungewollten und die Prozessrobustheit limitierenden Effekt darstellt, kann die Strömung auch bewusst eingesetzt werden um z.B Oberflächen beim selektiven Laserstrahlschmelzen zu Glätten oder Zusatzwerkstoff konvektiv im Schmelzbad zu verteilen sowie besser zu homogenisieren (Auflegieren). Die Beispiele sind bereits in Kapitel 2.3. zur thermokapillaren Konvektion mit Literaturstellen aufgeführt und finden aufgrund der Relevanz der Lasertechnik in diesem Kapitel lediglich kurz Erwähnung.

2.6 CFD-Simulation / VOF-Modell

Der Fall thermischer Konvektion einer von unten beheizten Flüssigphase ist in die Kategorie der zweiphasigen (Gas- und Flüssigphase) Strömungssysteme einzuordnen, die durch bewegliche Grenzflächen begrenzt sind. Solche Strömungssysteme werden mittels CFD-Methoden („Computational Fluid Dynamics“) simulativ betrachtet. Hierzu wird der Fluidkörper in einzelne Volumenelemente bzw. Elementarzellen zerlegt und mittels Knoten vernetzt. Die differenziellen Grundgleichungen (Impuls-, Kontinuitäts-, und Energiegleichungen) werden über die jeweilige Zelle integriert und in der Volume-of-Fluid-Methode („VOF“) nach Hirt und Nichols [127] über die Elementarzelle hinweg gemittelt. Die gesuchten Größen wie Geschwindigkeit, Druck, Konzentration oder Volumenanteile sind folglich für jede Zelle bekannt und innerhalb eines Zeitschrittes konstant [101]. Bei der Berechnung der konvektiven Flüsse zwischen den Elementarzellen bleibt das Volumen der Phasen im konservativen VOF-Modell konstant. Um das Phänomen der Oberflächenspannung in der Berechnung zu berücksichtigen existieren eine Vielzahl von Ansätzen, wobei die Continuous-Surface-Force-Methode (CSF) nach Brackbill [128] sowie die Continous-Surface-Stress-Methode (CSS) [129] standardmäßig zum Einsatz kommen.

Die Hydrodynamik des Fluides wird durch die Navier-Stokes-Gleichung:

$$\frac{\partial \rho \mathbf{u}}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \mathbf{u} \mathbf{u}) = -\nabla p + \nabla \cdot [(\mu (\nabla \mathbf{u} + \nabla \mathbf{u}^T))] + \rho \mathbf{g} + \mathbf{F} \quad (19)$$

und die Kontinuitätsgleichung:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho \mathbf{u}) = 0 \quad (20)$$

beschrieben, wobei \mathbf{u} den Geschwindigkeitsvektor, p den Druck und \mathbf{g} die Erdbeschleunigung darstellen. ρ sowie μ sind Flüssigkeitsdichte und kinematische Viskosität. \mathbf{F} stellt die volumetrischen Kräfte an der Grenzfläche dar. Im vorliegenden VOF-Modell kann die Änderung der Grenzfläche und damit die Ursache für Marangoniströmungen anhand der Lösung der Kontinuitätsgleichung für den Volumenanteil verfolgt werden.

Während der numerischen Bestimmung in jedem Kontrollvolumen bleibt die Summe der Volumenanteile (α_G, α_L) aller Phasen 1:

$$\alpha_G + \alpha_L = 1 \quad (21)$$

Die Eigenschaften werden im VOF-Modell über die jeweiligen Volumenanteile in den Zellen gemittelt. Am Beispiel der Dichte ergibt dies folgenden Ausdruck:

$$\rho = \alpha_G \rho_G + \alpha_L \rho_L \quad (22)$$

Andere Eigenschaften wie z.B. die Viskosität werden nach dem gleichen Schema ermittelt. In VOF wird eine einzige Impulsgleichung im Rechenggebiet gelöst und das resultierende Geschwindigkeitsfeld zwischen den Phasen geteilt:

$$\mathbf{u} = \frac{\alpha_G \rho_G \mathbf{u}_G + \alpha_L \rho_L \mathbf{u}_L}{\rho} \quad (23)$$

In gleicher Weise wird mit der Energiegleichung verfahren:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho E) + \nabla(\mathbf{u}(\rho E + p)) = \nabla(k_{eff} \nabla T) + S_h \quad (24)$$

Hier ist k_{eff} die effektive Wärmeleitfähigkeit, S_h stellt einen Quellterm dar, der Einflüsse von Strahlung und anderen volumetrischen Wärmequellen berücksichtigt.

Weitere Grundlagen zum Verständnis der VOF-Berechnungsweise werden anhand des vorliegenden Fallbeispiels im Kapitel der numerischen Betrachtung und Simulation verdeutlicht. Hierbei wird auch dargelegt, wie die Input-Parameter generiert und welche Art des Solvers und der Diskritisierung angewendet werden. Auch auf den Stand der Technik zum Thema der Simulation von Phasenübergängen oder der Verfolgung der Oberfläche mittels dem PLIC-Schemata wird an dieser Stelle eingegangen.

3 Konzeption der Arbeit

Im Spannungsfeld aus Werkstoff, Beschichtung und Erwärmungsmethode/Schnellerwärmung, ergeben sich eine Vielzahl an offenen Forschungsfragen. Dieses Kapitel soll einen groben Einblick über die entsprechend in dieser Promotion behandelten Forschungsfragen stellen, den jeweiligen Stand der Technik aufzeigen und eine mögliche Lösung herausarbeiten. Die Ergebnisse der Untersuchungen werden dementsprechend in der Diskussion sowie dem Fazit abschließend ausgewertet und dargestellt.

3.1 Beschichtungsverschiebung – Phänomen und Wirkung

Die Verschiebung der verflüssigten Aluminium-Silizium-Beschichtung bei der Schnellerwärmung für die Warmumformung stellt eine entscheidende Herausforderung für die Applikation der Technologie und zur Effizienzsteigerung des Warmumformprozesses dar. Um genauerer Aussagen darüber treffen zu können, ob und inwiefern eine Verschiebung der Flüssigphase eintritt bzw. verhindert werden kann soll der Effekt näher untersucht und die primäre Ursache herausgearbeitet werden. In der Literatur wurde das Phänomen der Beschichtungsverschiebung bei induktiver [40] sowie konduktiver [12] Erwärmung beobachtet und die Ursache auf „magnetischen Feldkräften“ zurückgeführt, die aus der Wechselwirkung eines induzierten Stromflusses in der Beschichtung und dem Wechselfeldes der Induktionserwärmung resultieren. Aus diesem Grund wurde bei nachfolgenden Projekten zur induktiven Erwärmung [42] entweder unbeschichtetes oder vordiffundiertes Material verwendet, das während der Schnellerwärmung keinen Phasenwechsel erfährt.

Im Stand der Wissenschaft und Technik wurde in Kapitel 2.3. aufgezeigt, dass Gradienten in der Oberflächenspannung thermokapillare Grenzflächenströmungen induzieren, die zu Instabilität und Filmabbruch einer Flüssigphase auf einer gradiert beheizten Oberfläche führen können. Diese oberflächensensitiven Kräfte sind insbesondere bei dünnen Filmen dominant gegenüber Volumenkräften wie der Gravitationskraft oder auch – wie in Quelle [40] genannten – magnethydrodynamischen Lorentzkräften und haben eine identische Wirkrichtung. Aus diesem Grund soll in dieser Arbeit ein reduziertes Ersatzmodell des vorliegenden Systems aufgebaut und die wirkenden Kräfte sowie die entsprechende Größenordnung ermittelt werden. Des Weiteren sollen signifikante Einflussgrößen identifiziert und Möglichkeiten zur Vorhersage der Flüssigphasenverschiebung herausgearbeitet werden.

3.2 Vermeidung der Flüssigphasenverschiebung

Aufbauend auf der Analyse der Flüssigphasenverschiebung und Identifikation der Triebkräfte sollen Strategien und Prozessverläufe abgeleitet werden die eine Verschiebung der flüssigen Aluminium-Silizium-Beschichtung unterbinden. Hierbei ergibt sich eine Vielzahl an offenen Forschungsfragen, die in zwei Kategorien unterteilt werden können.

Die erste Kategorie umfasst werkstoff- und beschichtungsspezifische Strategien, die einerseits auf der Idee der lokalen Vordiffusion zur Unterbindung eines Phasenübergangs basieren und andererseits auf der bewussten Beeinflussung der thermokapillaren Grenzflächenkonvektion. Hierbei kommen eine Reihe an berührungslosen Energie-/Wärmequellen in Frage, die eine berührungslose, schnelle sowie lokale Vordiffusion ermöglichen. Die Applikation diverser etablierter Erwärmungstechnologien für einen thermischen Umschmelzprozess dünner Aluminiumfilme auf Warmumformmaterial steht zur Prüfung. Eine Möglichkeit den oberflächensensitiven thermokapillaren Grenzflächenkonvektionsanteil der Triebkraft zu unterbinden besteht in der Applikation nichtschmelzender Zusatzschichten und Vermeidung einer für Marangoni-Strömungen erforderlichen quasifreien Oberfläche während der Schnellerwärmung. Aus der Literatur ist bekannt, dass Oxid- [114] bzw. im allgemeinen Deckschichten [112] die Ausbildung von thermokapillar induzierten Strömungen verhindern können. Es ist zu prüfen, welche Beschichtungen und Beschichtungsmethoden für die Randbedingungen in der Warmumformung in Frage kommen.

Die zweite Kategorie umfasst erwärmungs- und anlagenspezifische Strategien, die sich mit der Frage beschäftigen, ob es alternative Prozessführungen oder Erwärmungsschemata gibt, die eine globale Beschichtungsverschiebung vermeiden können. Für diese Betrachtung ist eine Analyse der vorliegenden und wirkenden Triebkräfte notwendig, die in Kapitel 3.1. thematisch aufgefasst wird. Da es sich bei der Warmumformung um ein kombiniertes System aus Anforderungen des Werkstoffs, der Beschichtung und der Erwärmung/Prozessführung handelt müssen beide Kategorien zwingend kombiniert betrachtet werden.

Die Struktur der Promotionsschrift ist in Abbildung 17 illustriert.

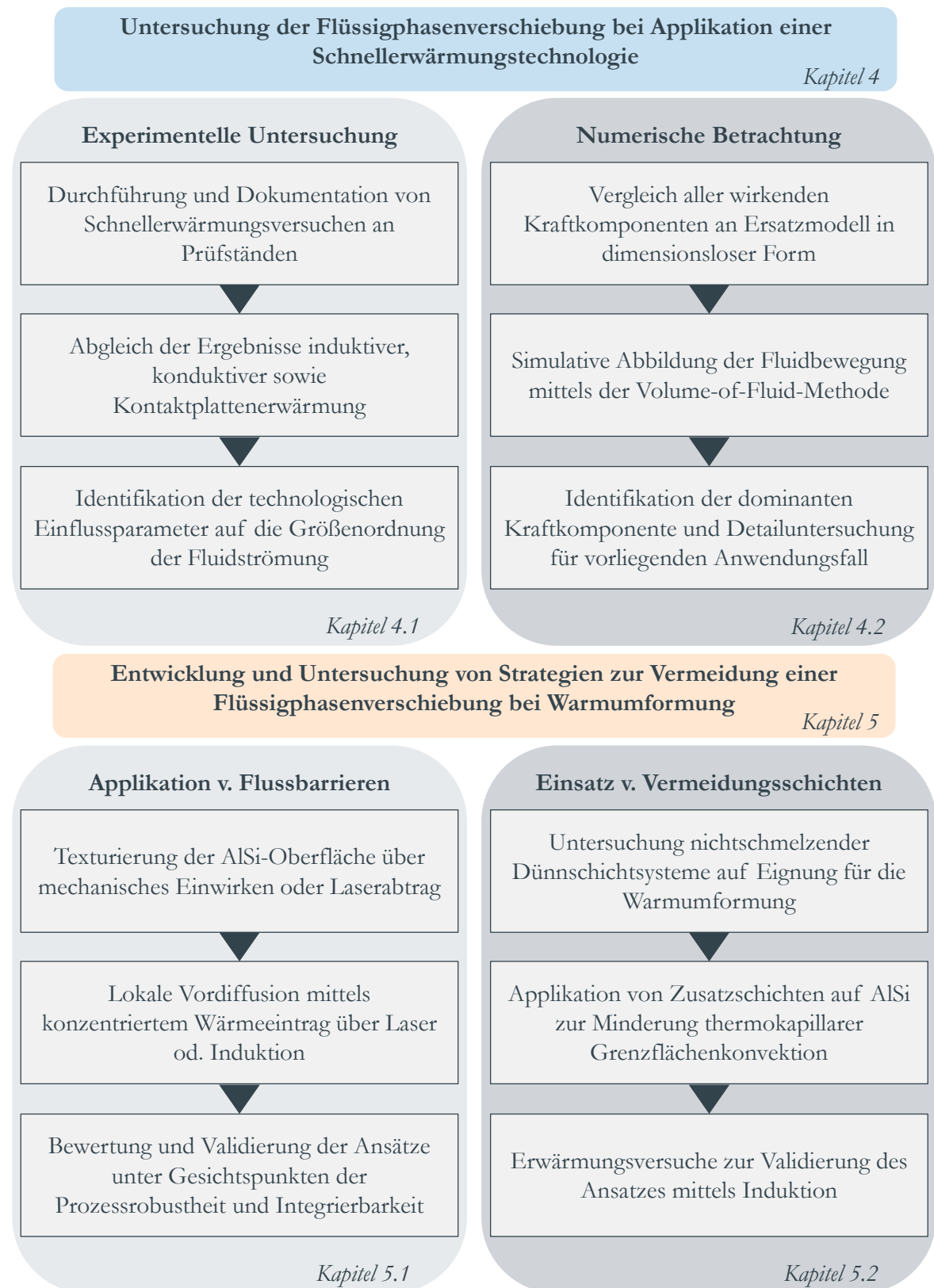


Abbildung 17: Struktur der Promotionsschrift.

4 Flüssigphasenverschiebung bei induktiver Erwärmung

Im vorliegenden Applikationsfall der induktiven Schnellerwärmung einer Aluminium-Silizium-beschichteten Stahlplatte entsteht ein komplexer hydrodynamischer Prozess, der das Aufschmelzen, die Strömung, die Wärmeübertragung sowie etwaige Oberflächenverformungen und Grenzflächenreaktionen umfasst. Zur Vereinfachung ist in Abbildung 18 eine schematische Darstellung eines 2 dimensional Schnittes des Werkstoffsystems (Substrat und Beschichtung) und einer Induktorwindung während der Schnellerwärmung dargestellt. Die Beschichtung auf dem Substrat unterteilt sich in eine eisenhaltige und damit hochschmelzende Interdiffusionsschicht [81][80] und eine der Schmelzbadchemie entsprechenden Al-Si-Legierung auf, die einen Schmelzpunkt von 580-600 °C aufweist [40]. Die höchste Wirbelstromdichte liegt bei induktiver Erwärmung unmittelbar unterhalb der Induktorwindungen vor. Dies führt zu einer gaußförmigen Temperaturverteilung mit einem Maximum in der Induktormitte [45]. Auch die magnetische Feldstärke ist unterhalb der Windungen maximal (siehe Kapitel 4.1.).

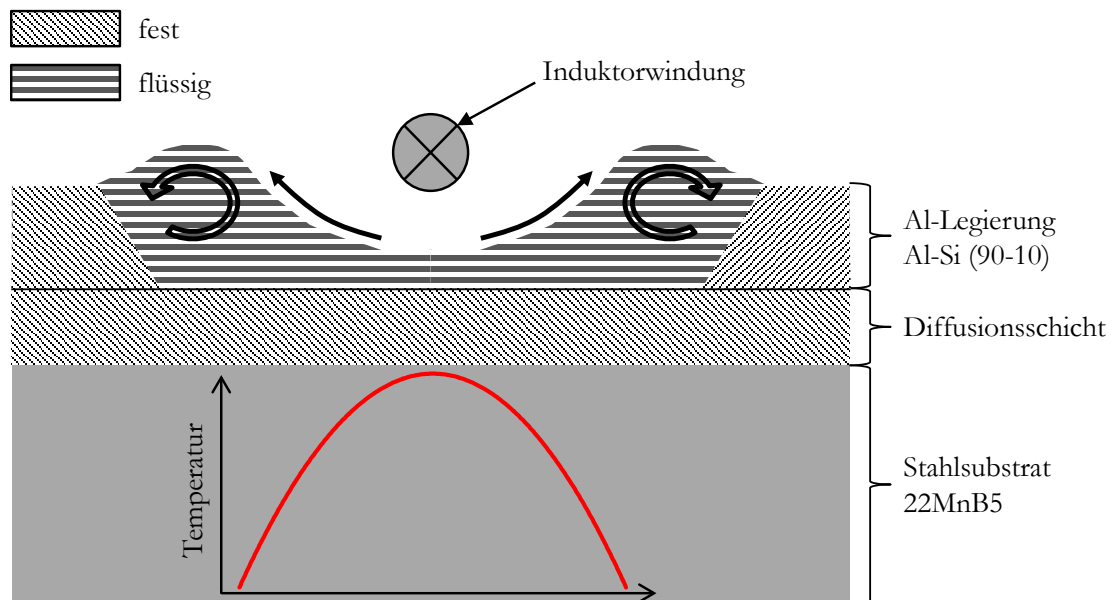


Abbildung 18: Schematische Darstellung der Fluidströmung einer AlSi-Legierung auf einer Stahloberfläche unterhalb einer Induktorwindung bei $T_{\text{Mitte}} > 580 \text{ °C}$.

Das Aufschmelzen der AlSi-Beschichtung führt zur Bildung einer „freien“ Oberfläche zwischen Flüssigkeit und Atmosphäre. Wie in Kapitel 2.3. beschrieben führen die durch das Temperaturprofil aufgeprägten Oberflächenspannungsgradienten zu einer treibenden Kraft in Form von tangentialen Scherspannungen in Richtung kälterer Bereiche mit höherer Oberflächenspannung. Dies führt zur Ausbildung einer konkaven Oberflächenwölbung, wie sie im Experiment und in Untersuchungen beobachtet werden kann. Neben den thermokapillar induzierten Kräften bei denen der Verlauf der Oberflächenspannung mit der Temperatur relevant ist kommen auch Lorentzkräfte aufgrund induzierter Ströme in der leitfähigen Beschichtung als potentielle Ursache für die Oberflächen deformation und

Beschichtungsverschiebung in Frage. Wie bereits erwähnt ist der Verlauf der Temperatur vergleichbar mit dem Verlauf der magnetischen Feldstärke unterhalb einer Induktorwindung, was zu einer Überlagerung beider Kraftkomponenten mit kongruenter Wirkrichtung führt. In der numerischen Abschätzung (Kapitel 4.1.) werden die Unterschiede der Kräfte herausgearbeitet und eine jeweilige Größenordnung bestimmt um die Haupteinflussgröße identifizieren zu können.

4.1 Experimentelle Untersuchung der Flüssigphasenverschiebung

Um den Effekt der Beschichtungsverschiebung im Detail untersuchen zu können wird eine induktive Erwärmungsvorrichtung mit Relativbewegungseinheit und pyrometrischer Temperaturmessung aufgebaut. Im Vergleich zu einer gekapselten Erwärmungsanlage im Serienmaßstab, liefert die Anlage einen besseren Einblick des Prozesses innerhalb der Induktionsspule. In Abbildung 19 ist der Induktionsaufbau mit linear-Verschiebungsvorrichtung dargestellt. Auf der rechten Seite ist exemplarisch eine Zeichnung eines verwendeten Längsfeldinduktors mit sechs Windungen gezeigt, der mit verschiedenen Öffnungsweiten von 10 bis 20 mm vorliegt. Der Außenkreis wird mit einer vierfachen Kondensatorbestückung mit jeweils 330 nF betrieben. Über das Pyrometer kann die Temperatur optisch bei einer Wellenlänge von 1.6 μm im Temperaturbereich von 300 bis 1300 $^{\circ}\text{C}$ ermittelt werden, hierbei ist sicherzustellen, dass der Emissionsgrad der Probe bekannt und konstant ist um Messungenauigkeiten zu minimieren. Aufgrund starken Schwankungen im Emissionsgrad während der Erwärmung von AlSi-beschichtetem Warmumformungsmaterial bietet sich eine Referenzmessung mittels Typ-K Thermoelementen an.

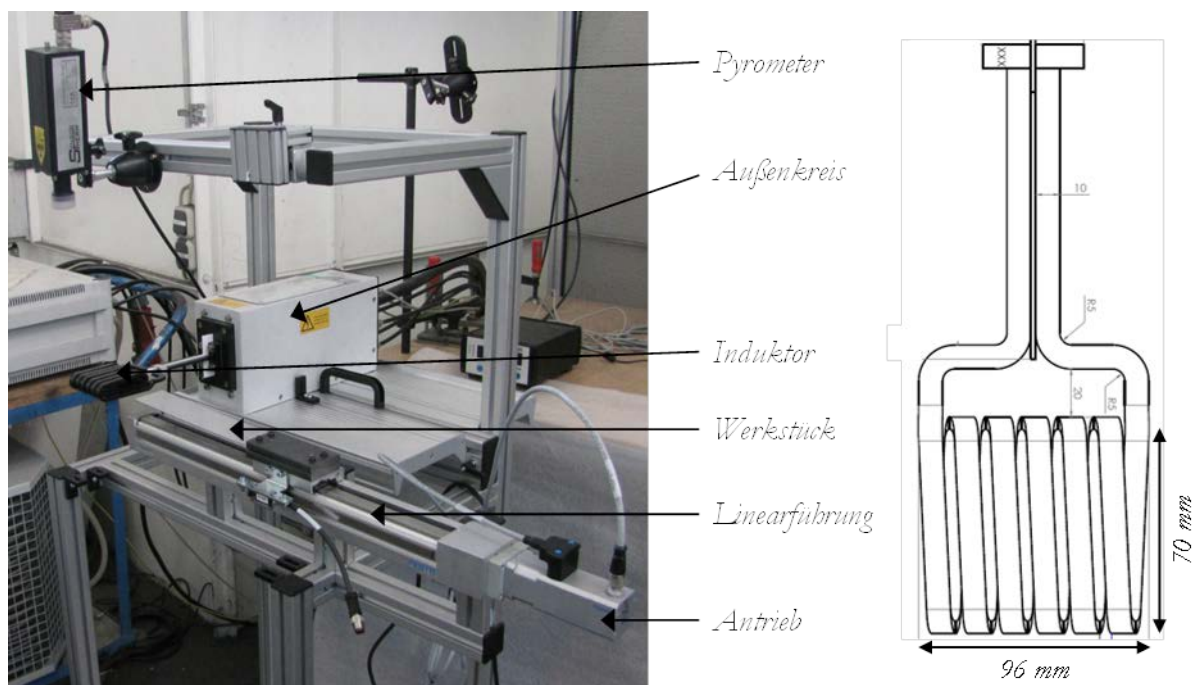


Abbildung 19: Versuchsaufbau für die induktive Erwärmung (statisch und dynamisch) von Probestreifen mit unterschiedlichen Induktorkonzepten. Rechts – Zeichnung eines 6 windigen Längsfeldinduktors mit einer Öffnungsweite von 20 mm.

Die Linearverschiebung der Probe ist über eine Linearachse mit Kugelwindelspindel und elektrischen Schrittmotor realisiert. Der maximale Hub der Spindelachse beträgt 400 mm und die Genauigkeit des Wegmesssystems liegt bei $2.5\text{ }\mu\text{m}$.

4.1.1 Temperaturverteilung/-homogenität

Die Temperaturhomogenität bzw. -verteilung im Induktor wird sowohl in vertikaler, als auch horizontaler Richtung innerhalb des Induktors ermittelt. Hierfür werden vier Thermoelemente in vertikaler Richtung auf eine AlSi-beschichtete Stahlplatte (250x50 mm) geschweißt und induktive Schnellerwärmungsversuche mit zwei Temperaturprofilen durchgeführt. Die Thermoelementverbindungen innerhalb des Längsfeldinduktors sowie auf dem erwärmten Blech sind in Abbildung 20 für den Fall der vertikalen Homogenitätsbestimmung exemplarisch abgebildet.

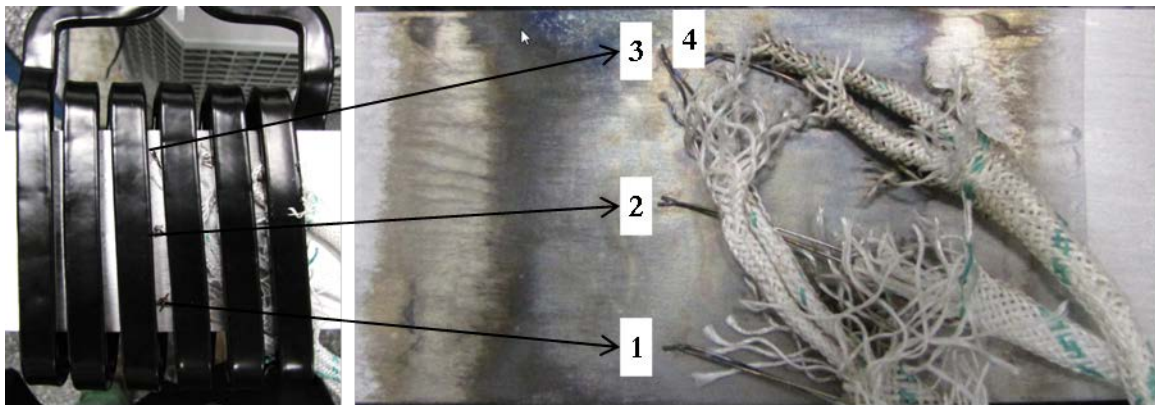


Abbildung 20: Setup zur Bestimmung der vertikalen Temperaturhomogenität in einem 6 windigen Längsfeldinduktor.

Es werden zwei relevante Temperaturverläufe für die Bestimmung der Temperaturverteilung und -homogenität gewählt, die Grenzwerte für die induktive Erwärmung repräsentieren. Das erste Temperaturprofil stellt mit einer statischen Erwärmung auf $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ binnen 10 Sekunden den oberen Grenzwert der induktiven Erwärmung für die Warmumformung dar. Das zweite Temperaturprofil bildet den unteren Grenzwert einer statischen Längsfelderwärmung mit langsamer rampenförmiger Erwärmung, bis in Bereiche der Curie-Temperatur ($700\text{ }^{\circ}\text{C}$) ab. Es zeigt sich, dass die Erwärmungshomogenität in Querrichtung bei einer langsamen Erwärmung auf einem hohen Niveau liegt und ausschließlich Abweichungen in Größenordnung der Messgenauigkeit vorliegen. Der Grund für dieses Verhalten liegt in Wärmeübertragungseffekten, wie Wärmeleitung, Strahlung und Konvektion, denen bei einer langsamen Energiezuführung ausreichend Zeit zur Verfügung steht um Temperaturgradienten abzubauen. Im Fall der schnellen Erwärmungsvorgänge ist eine deutliche Erhöhung der äußeren Messstellen im Vergleich zum zentralen Messpunkt 2 zu beobachten. Hierbei liegt ein maximaler Temperaturunterschied von 150 K zum Zeitpunkt 3 Sekunden vor. Nach Erreichen der Curie-Temperatur nimmt die magnetische Eindringtiefe stark zu, was in einer Reduktion der Energieeinbringung und dementsprechend der Aufheizrate bei $730\text{ }^{\circ}\text{C}$ ersichtlich ist. Dies führt zu einer sukzessiven Angleichung der Temperatur in

vertikaler Richtung. Die Erwärmung $>730^{\circ}\text{C}$ findet mit signifikant geringeren Aufheizraten und einer damit korrelierenden höheren vertikalen Erwärmungshomogenität statt.

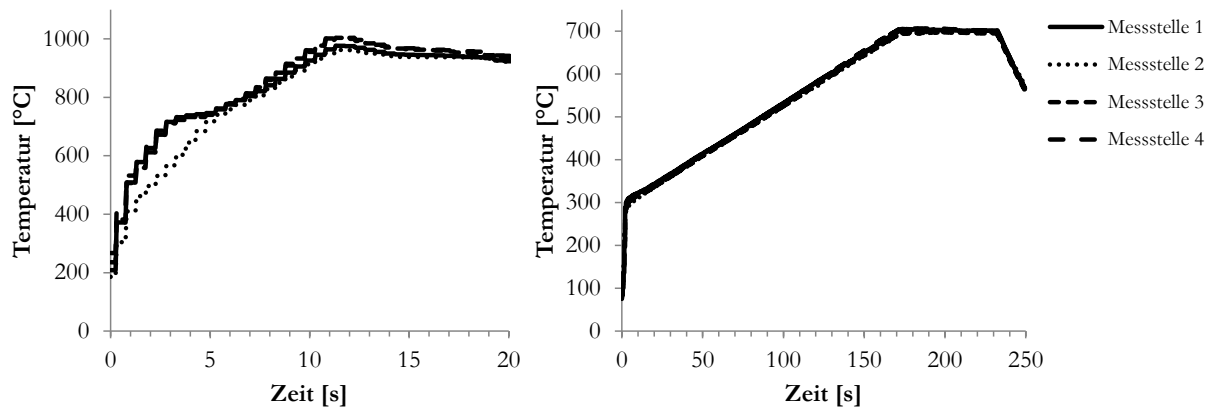


Abbildung 21: Erwärmungskurven an vertikal orientierten Thermoelementen auf einem statisch induktiv erwärmten Blechstreifen. Es sind zwei unterschiedliche Erwärmungsmodi dargestellt.

Die Messung der horizontalen Temperaturverteilung besteht aus 6 horizontal, im Abstand von jeweils 10 mm zwischen den Kontaktstellen, angeordneten Thermoelementen (siehe Abbildung 22). Das erste Thermoelement liegt unterhalb der vierten Induktorwindung von links.

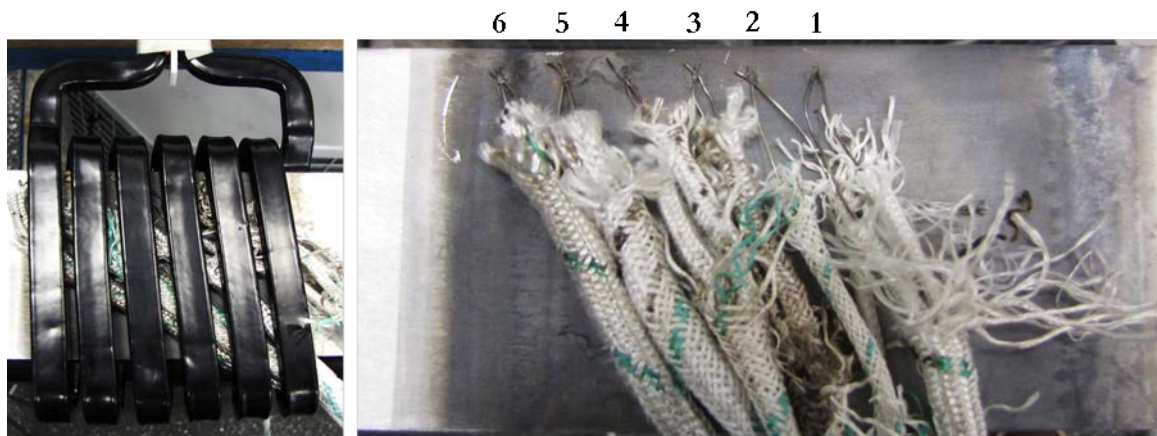


Abbildung 22: Setup zur Bestimmung der horizontalen Temperaturhomogenität in einem 6 windigen Längsfeldinduktor mit einem Abstand zwischen zwei Thermoelementen von 10 mm.

Im Fall der langsamen Erwärmung ist in Bereichen der Curie-Temperatur eine Temperaturdifferenz von 20°C zwischen Messstelle 1 mit 730°C und Messstelle 2 mit 710°C zu verzeichnen. Messstelle 3 liegt weitere 23°C tiefer bei 687°C . Aufgrund der höheren Magnetfelddichte innerhalb des Induktors fällt die Temperatur abseits des inneren Bereiches zwischen Messstelle 1 und 3 signifikant ab. Die Temperatur von Messstelle 4 beträgt dementsprechend bereits 627°C und der Rand der Erwärmungszone schwingt sich bei konstanter Energiezuführung auf eine Temperatur von 417°C ein. Bei schneller Erwärmung auf 1000°C liegt bei Erreichen der Schmelztemperatur der AlSi-Beschichtung (580°C) ein Temperaturunterschied zwischen der ersten und zweiten sowie dritten Messstelle (die auf einer

Temperatur liegen) von 20 °C vor. An Messstelle 6 liegt zu diesem Zeitpunkt eine deutlich geringere Temperatur von 177°C vor. Bei 1000 °C liegen die inneren Bereiche (Messstelle 1-4) auf einer identischen Temperatur, wohingegen Messstelle 5 eine Temperaturdifferenz von 120 °C und Messstelle 6 von 300 °C aufweist.

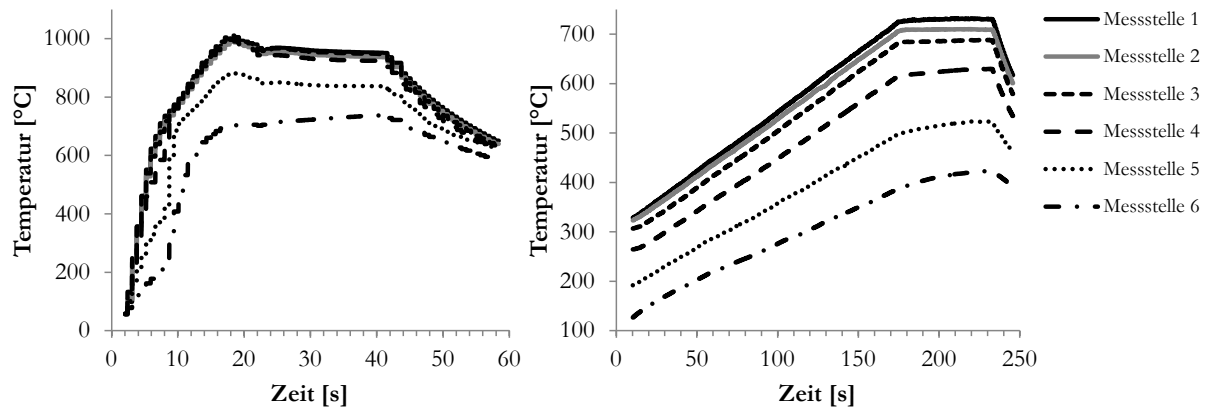


Abbildung 23: Erwärmungskurven an horizontal orientierten Thermoelementen auf einem statisch induktiv erwärmten Blechstreifen. Profil „schnelle Erwärmung“ (links) und Profil „langsame Erwärmung“ (rechts).

Es kann zusammengefasst werden, dass die Betrachtung der Temperaturhomogenität innerhalb eines Längsfeldinduktors in zwei Bereiche untergliedert werden muss. Unterhalb der Curie-Temperatur treten insbesondere bei hohen Aufheizraten deutliche Temperaturgradienten auf, da die induktive Wärmeerbringung im Vergleich zu Wärmetransportprozessen dominieren. Ab Erreichen der Curie-Temperatur gleichen sich auch die äußeren Bereiche stärker den inneren Induktorbereichen an und der Homogenitätsbereich wird größer. Bei der Betrachtung des Aufschmelzprozesses bei hohen Aufheizraten liegen im Bereich des Phasenwechsels große horizontale Temperaturgradienten vor, die in Folge zu horizontalen Oberflächenspannungsgradienten und thermokapillaren Grenzflächenkonvektion führen.

4.1.2 Strömungsuntersuchung im statischen und dynamischen Erwärmungsfall

Es gibt zwei verschiedene Herangehensweisen um die wirkenden Kräfte sowie den Effekt der Beschichtungsverschiebung bei der induktiven Erwärmung experimentell zu untersuchen. Einerseits ist der zeitlich und örtliche Ablauf sowie der Mechanismus der Bildung eines Trockenpunktes und der wellenförmigen Fortbewegung der Flüssigphase von Relevanz. Andererseits ergibt die Untersuchung induktiv erwärmter Bleche einen Informationsgewinn über die absolute Höhe der Verschiebung. Aufgrund hoher wirkender Kräfte während des Aufschmelzens und der resultierenden hohen Kinematik auf die Flüssigphase ist die Zeitspanne der Tiefpunktbildung und Verschiebungsinitiiierung sehr kurz. Aus diesem Grund wird der Verschiebungseffekt mit einer Hochgeschwindigkeitskamera während der induktiven Erwärmung aufgenommen. Hierfür wird ein einwindiger Induktor konstruiert um einen größtmöglichen Einblick in den Prozess zu erzielen.

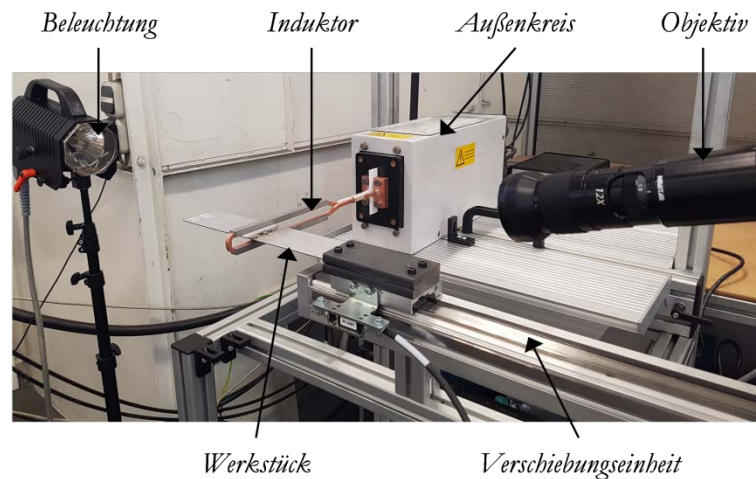


Abbildung 24: Versuchsaufbau zur Aufnahme von Hochgeschwindigkeitsvideos während der induktiven und einwindigen Längsfelderwärmung im dynamischen oder statischen Modus.

Die Hochgeschwindigkeitskamera ermöglicht bei ausreichender Beleuchtung eine Frequenz von 2000 Bildern pro Sekunde. Eine mögliche Anordnung von Lichtquelle und Objektiv ist in Abbildung 24 dargestellt, hierbei stehen Beleuchtung und Objektiv in einer Einfalls- zu Ausfallswinkel-Relation zueinander um die Lichtausbeute zu erhöhen. In Abbildung 25 sind das Aufschmelzen sowie der Filmabbruch während einer statischen und einwindigen Induktionserwärmung mit maximaler Leistung auf 730 °C dargestellt. Hierbei wird ein Blechstreifen mit konventioneller Aluminium-Silizium-Beschichtung in einer Auflagendicke von 150 g/cm³ (AS150) gewählt. Die Bildsequenz umfasst einen Zeitraum von 0.1 Sekunden von Schmelzinitiation (2), über Trockenpunktbildung (4) bis Filmabbruch (5).

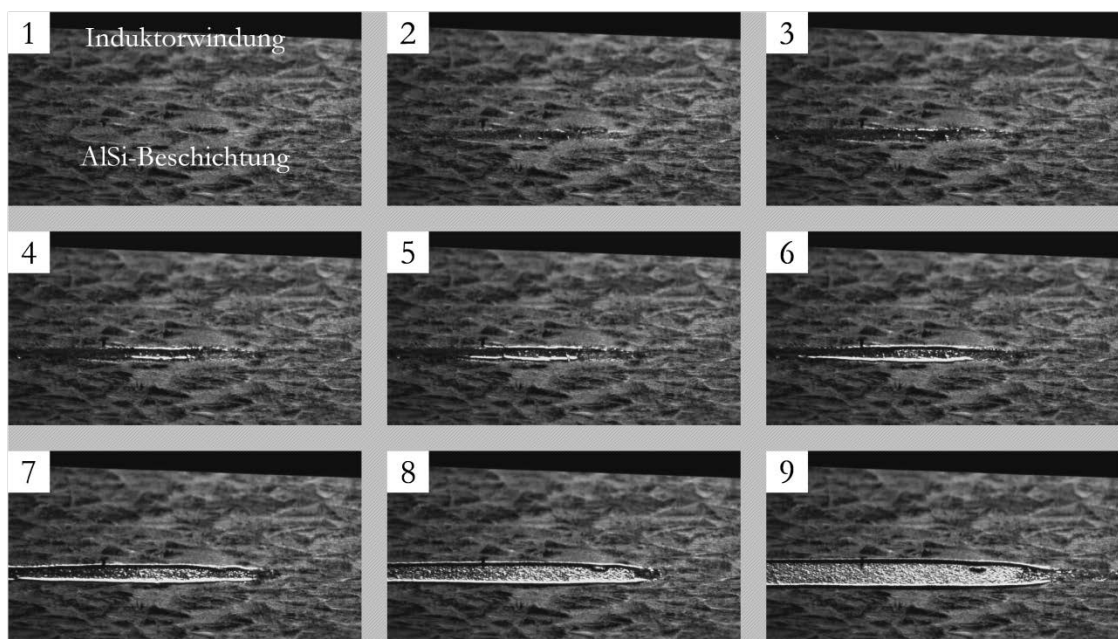


Abbildung 25: Beschichtungsverschiebung durch induktive Erwärmung eines AS150-beschichteten Bleches in einer Sequenz aus einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme mit 2000 Bildern pro Sekunde.

Das Video wurde außermittig im - in Abbildung 26 - indizierten Messbereich aufgenommen. Es ist ersichtlich, dass der Filmabbruch von der Blechkante in den mittleren Bereich (horizontal) sowie dezentral von der Mitte der Erwärmungszone nach außen (vertikal) propagiert. Beide Verschiebungsrichtungen sind deckungsgleich mit den ermittelten Temperaturgradienten innerhalb des Induktors. An der Blechkante liegt eine Temperaturerhöhung sowie eine höhere magnetische Feldstärke im Vergleich zu mittleren Bereichen vor (y-Richtung). Des Weiteren fällt die Temperatur als auch die magnetischen Feldkräfte mit vertikaler Distanz zur Erwärmungszone ab (x-Richtung). Daraus resultiert ein Gradient in der Oberflächenspannung sowie im magnethydrodynamischen Druck in x- sowie in y-Richtung der die Ursache für die Entstehung von Triebkräften der Flüssigphasenverschiebung ist.

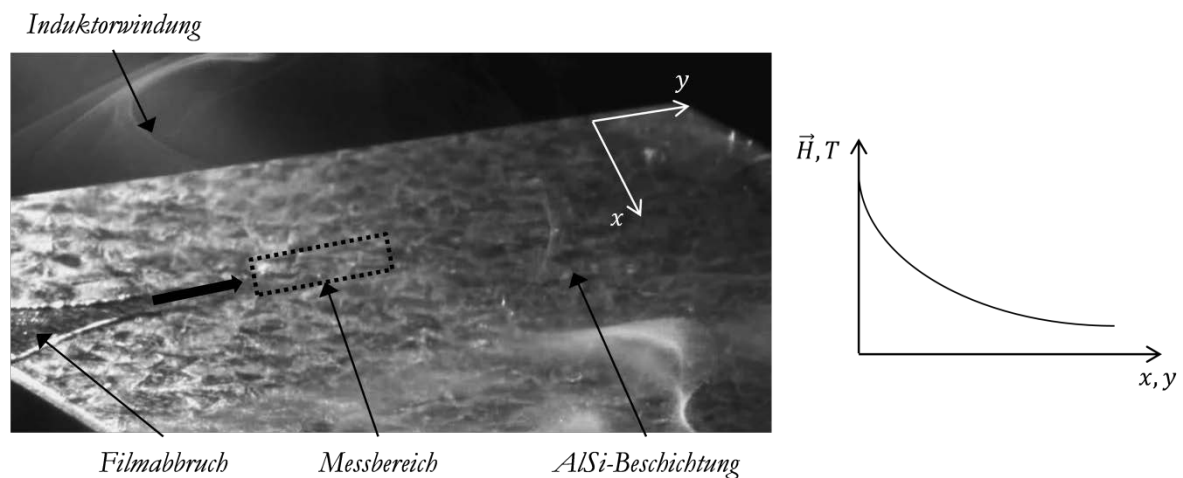


Abbildung 26: Schmelzinitiierung und Beschichtungsverschiebung bei induktiver und einwindiger Erwärmung eines AlSi50-beschichteten Blechstreifens der Abmaße 250x50x1.8 mm.

In Abbildung 27 ist die Beschichtungsverschiebung bei einer induktiven Erwärmung mit Relativbewegung zwischen Werkstück und einem einwindigen Induktor dargestellt. Die Prozesssequenz umfasst 0.1 Sekunden und wird einer Videoaufnahme mit 2000 Bildern pro Sekunde entnommen. Da die Energieeinbringung eines einwindigen Induktors limitiert ist, wird eine relativ geringe Vorschubgeschwindigkeit von 10 mm/s gewählt, um eine Erwärmung auf 700°C sicherzustellen. Die in Form einer Wellenfront propagierende AlSi-Beschichtung schreitet mit der Schmelzgrenze fort und bleibt im Erwärmungsverlauf unterhalb des Induktors „stehen“. Hierbei sorgt das einwindige Induktorkonzept für ausreichend Beleuchtungs- und Einsichtsmöglichkeiten zur Realisierung von Hochgeschwindigkeitsaufnahmen. Die Schmelzgrenze bzw. Wellenfront teilt das Blech in zwei deutlich voneinander unterscheidbare Bereiche. Der bereits aufgeschmolzene und AlSi-verarmte Bereich weist eine unregelmäßige und raue Oberflächentopographie auf, wohingegen der andere Blechbereiche den Werkstoffausgangszustand zeigt, der noch keine Erwärmung auf Temperaturen oberhalb der Schmelztemperatur (580 °C) erfahren hat. Ersichtlich wird außerdem, dass die Höhe der kontinuierlichen Wellenfront annähernd konstant bleibt und sich die fortlaufend aufschmelzende AlSi-Beschichtung in

Tropfenform entlang der Wellenfront agglomeriert. Die Wellenbewegung entlang der Schmelzfront wird überlagert von einer vertikal dazu orientierten Bewegung der Anhäufungen entlang der Wellenfront. Dies ist in der Sequenz in Abbildung 27 ersichtlich. Hierbei ist der gleiche Bildausschnitt von der Entstehung einer Agglomeration bis hin zur Propagation außerhalb des Bildbereiches dargestellt.

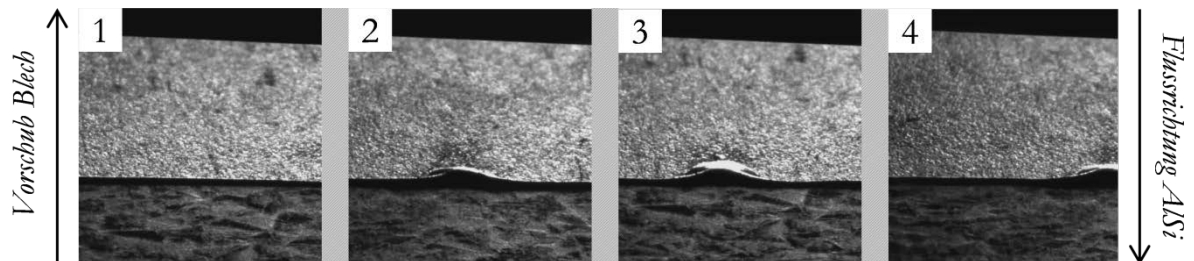


Abbildung 27: Wellenentwicklung und -fortbewegung bei induktiver Erwärmung unter einer Induktorwindung.

Die Anhäufung sowie Bildung eines Flüssigkeitsfilms mit kugelförmiger Oberflächentopographie zeigt den Einfluss und die Wirkung der Oberflächenspannung und thermokapillarer Grenzflächenkonvektion. Die tropfenförmige Anhäufung der Flüssigphase in heißen Bereichen reduziert die Gesamtenergie des Systems sukzessive und stellt den energetisch bevorzugten Zustand unter den vorliegenden Versuchsbedingungen dar. Ab einem kritischen Radius kann es zur Einschnürung und/oder zum Kollabieren der Tropfen kommen. In der Folge wächst zunächst die Wellenfront in ihrer durchschnittlichen Höhe an und es kommt zu einer Bildung von mehreren Agglomerationen, die eigenständig weiter anwachsen.

In Abbildung 28 ist ein warmumgeformter Seitenaufprallträger dargestellt, der mittels induktiver Vorerwärmung auf 730 °C und angeschlossener Rollenherdofenerwärmung über vier Minuten bei Temperaturen von 950 °C wärmebehandelt wurde. Hierbei ist auf eine prototypische Versuchsanlage zurückgegriffen worden, die in [11, 27] im Detail beschrieben wird. Die Induktoren in der Schnellerwärmungsvorrichtung stehen, analog zum Versuchsaufbau, vertikal zur Vorschubrichtung der Formplatine. Bei Werkzeugentnahme der Bauteile zeigen sich Anhäufungen glänzender Aluminiumbeschichtung, die partiell abgeplatzt sind. Im Querschliff durch die Anhäufung ist die zusätzliche Beschichtungsauflage im Detail ersichtlich.

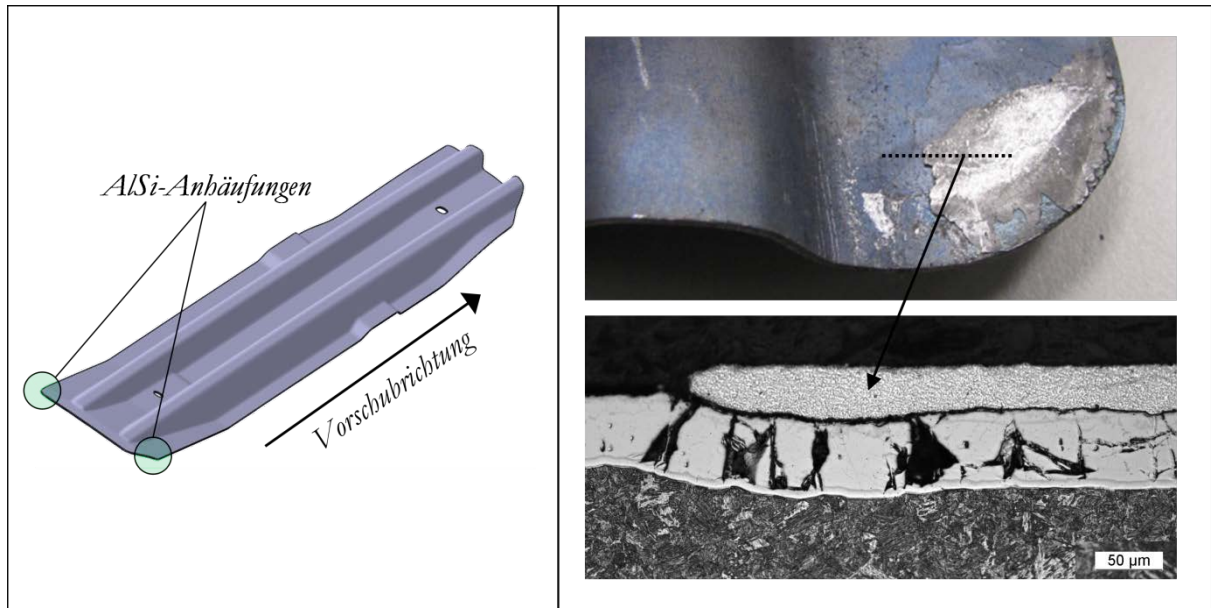


Abbildung 28: Beschichtungsansammlung an Bauteilenden eines AS150-beschichteten Bauteils nach induktiver Vorerwärmung und nachgelagerter Ofenwärmebehandlung. Prozess und Anlagentechnik nach [11, 27].

Die gekapselte Induktionsvorrichtung im Serienmaßstab nach [27] bietet keine Möglichkeit der Beurteilung bzw. Beobachtung des Flüssigphasenverhaltens während der Schnellerwärmung. Eine plausible Erklärung für die aufplattierte zusätzliche AlSi-Schicht liegt jedoch in dem durch Gradienten in der Temperatur und der magnetischen Feldstärke hervorgerufenen Verschiebungseffekt entgegen der Formplatinen-Vorschubrichtung. Die Beschichtung sammelt sich nach Induktordurchlauf an der hinteren Kante der Formplatine an und bildet dort eine lokale Anhäufung. Im Ofen diffundiert Eisen in die Beschichtung und bildet intermetallische Fe-Al-Si-Phasen mit einer Liquidustemperatur oberhalb der Wärmebehandlungstemperatur von 950 °C. Eine Durchlegierung von starken Beschichtungsanhäufungen, wie sie nach einer ungehinderten Schnellerwärmung am Ende der Platine vorliegen (vgl. Abbildung 28) kann im Ofen nicht gewährleistet werden. Dies führt zu stark aluminiumhaltigen und daher teilflüssigen Ablagerungen nach dem Ofendurchlauf, die während der anschließenden Umformung auf die durchlegierte Beschichtung eingeebnet werden. Aus diesem Grund ist eine kontinuierliche und sich global über die Formplatine erstreckende Beschichtungsverschiebung nicht prozesssicher, insofern sich die Bereiche mit Schichtansammlung nicht auf Schnittabfallbereiche beschränken.



Abbildung 29: Beschichtungsanhäufung nach induktiver Erwärmung eines AS150-beschichteten Blechstreifens im Querschliff durch die angehäuften Phase.

Um die Beschichtungsverschiebung bei unterschiedlichen Auflagendicken der Aluminium-Silizium-Beschichtung in Abhängigkeit der Temperatur im statischen sowie der Vorschubgeschwindigkeit im dynamischen Betriebsmodus zu untersuchen werden die Proben im Anschluss an die Wärmebehandlung metallographisch untersucht. Die Beschichtungsdicke wird inklusive Interdiffusionsschicht von der Stahlsubstratgrenzfläche bis hin zur Oberfläche gemessen um den Verschiebungseffekt quantifizieren zu können. Für die Untersuchungen wird ein 6-windiger Längsfeldinduktor mit einer Öffnungsweite von 20 mm verwendet (siehe Abbildung 19).

4.1.2.1 Statische Untersuchungen

Wie in Kapitel 4.1.1 gezeigt liegt ein deutlicher Temperatur- und Feldgradient innerhalb des Längsfeldinduktors vor. Dies ist grundlegend für die entstehende Strömung verantwortlich ist und bildet die Triebkraft. Daher ist im statischen Versuch, bei dem keine Relativbewegung zwischen Werkstück und Induktor vorliegt ein von der Mitte nach außen gerichteter Beschichtungsfluss zu erwarten und zu beobachten. Neben den AlSi-Beschichtungsvarianten AS150 und AS80 mit respektive 150 bzw. 80 g/cm² Auflagendicke wird auch eine Güte mit zusätzlicher Zinkoxidbeschichtung und dickerer Anodisierung untersucht, auf die in einem späteren Kapitel eingegangen wird. Die Probenstreifen der Geometrie 250 x 50 x 1.8 mm (L x B x H) werden induktiv mit einer Rampenfunktion und konstanter Steigung binnen 10 Sekunden auf Endtemperatur erwärmt und bei dieser Temperatur konstant für 10 Sekunden belassen, bevor eine Abkühlung an Luft angeschlossen wird. Die Regelung der Temperatur erfolgt über das Pyrometer und hinterlegte Emissionsgrade für die entsprechende Erwärmungstemperatur, die mittels Thermoelement kalibriert wurden. Mit steigender Endtemperatur der Erwärmung nimmt aufgrund von Wärmeleitungseffekten die Breite der Erwärmungszone zu. Auch die temperaturinduzierte Oxidation der Oberfläche steigt den Anlauffarben nach zu urteilen an. Die Proben mit höherer Auflagendicke (AS150) zeigen eine signifikante dezentrale Verschiebung der Beschichtung in Richtung des Randes der

Erwärmungszone. Im Gegensatz dazu ist insbesondere die Höhe der Ansammlungen an der Schmelzgrenze bei der dünneren Auflagedicke (AS80) deutlich geringer ausgeprägt. Aufgrund der größeren Beschichtungsdicke zeigen sich bei AS150 deutliche wellenförmige Oberflächenstrukturen mit rippelförmiger Topographie. Hochgeschwindigkeitsaufnahmen der Flüssigphasenbewegung lassen den Schluss zu, dass die Spuren auf die Strömung lokaler Anhäufungen auf der Wellenfront zurück zu führen sind, die eine zunehmende attraktive Wirkung auf ein verflüssigendes Medium hat. Der Gradient in der Temperatur sowie in der magnetischen Feldstärke führt zu einer Schmelzinitiiierung in der Mitte sowie an den zentralen Kanten des Bleches. Im weiteren Prozessverlauf überwiegt der Gradient und damit die Triebkraft in horizontaler Richtung. Es schmelzen zunächst die inneren Bereiche auf, was zu einer leicht gewölbten Wellenform führt. Daraus resultiert eine Konzentration der Beschichtung an den Blechkanten der Schmelzfront.

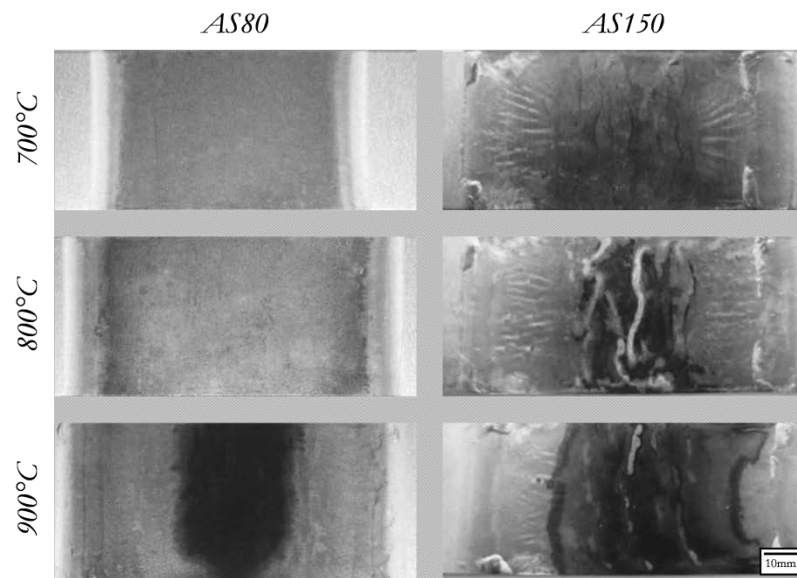


Abbildung 30: Beschichtungsverschiebung und Diffusionsentwicklung bei einer statischen induktiven Erwärmung mit einem 6 windigen Induktor auf Temperaturen von 700, 800 und 900 °C für AS80 und AS150

Für die metallographische Schichtdickenuntersuchung wird ein Pfad gewählt der nebenmittig beginnt und damit alle relevanten Bereiche von Tiefpunkt bis zur Beschichtungsanhäufung abdeckt (Abbildung 31). Jeder Pfad wird in fünf metallographische Querschliffe unterteilt und die Schichtdicke je Schliff vierfach vermessen und gemittelt. Für jeden Wärmebehandlungszustand werden zwei parallele Auswertungspfade verwendet um Abweichungen in der Breitenrichtung zu berücksichtigen.

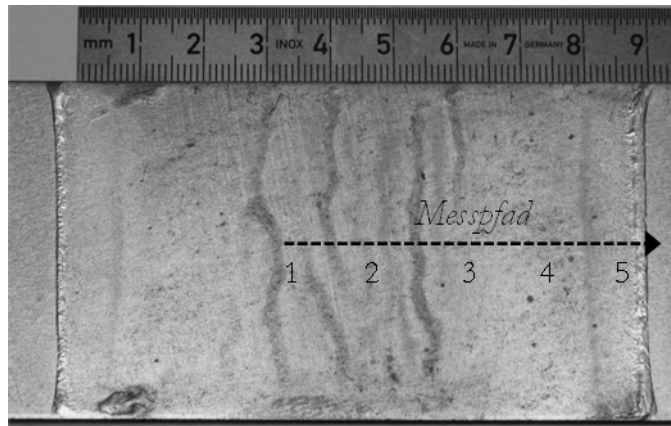


Abbildung 31: Auswertungspfad für metallographische Schichtdickenuntersuchungen am Beispiel einer auf 800 °C innerhalb von 8 Sekunden erwärmten, AS150 beschichteten, Probe.

Das Ergebnis der gemittelten Schichtdickenmessungen (inklusive Interdiffusionsschicht) der größeren Beschichtungsaufgabe zeigt die Bildung eines Minimums im Bereich des zweiten Messpunktes sowie eine zunehmende Anhäufung der Beschichtung auf bis zu 60 µm am Rand der Schmelzzone (Messpunkt 5). Die ermittelten Schichtdicken weisen einen kongruenten Verlauf auf. Erwartungsgemäß liegt die Regressionsfunktion der Beschichtungsdicke bei 900 °C, aufgrund der größten thermomagnetischen Triebkräfte, am niedrigsten und erreicht einen Tiefpunkt bei 12 µm. Die Schichtdicke des Lieferzustandes verdeutlicht die Beschichtungsverarmung in induktorzentralen sowie –anhäufung in äußeren Bereichen nach der induktiven Erwärmung und lässt einen entsprechenden Flächenvergleich zu.

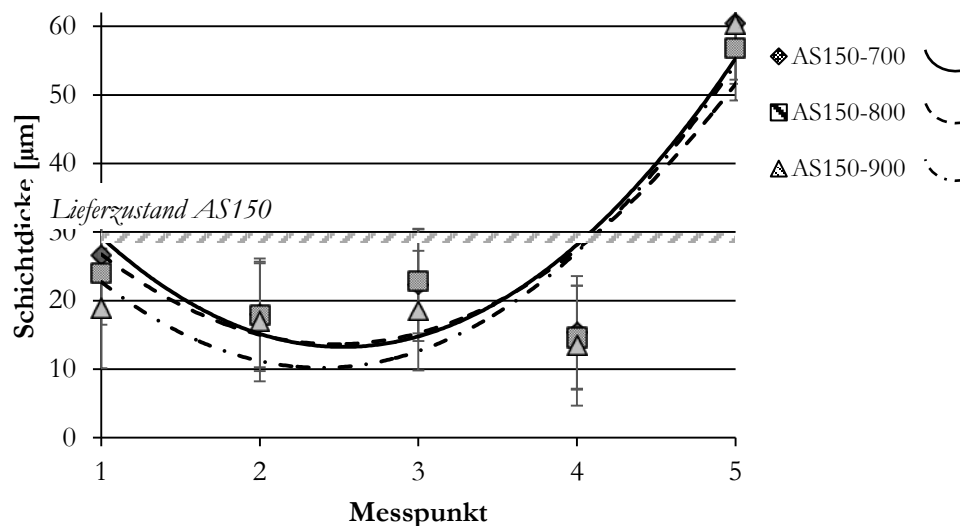


Abbildung 32: Plot der Schichtdickenmessung über den in Abbildung 31 dargestellten Auswertungspfad nach statischer induktiver Erwärmung einer AS150 beschichteten Probe auf 700, 800 und 900°C binnen 10 Sekunden.

Die Schichtdickenmessung der Proben mit einer Beschichtungsdicke von 80 g/cm² deckt sich mit der rein optisch ersichtlichen deutlich geringeren Verschiebung im vgl. zur AS150-Variante. Die größte

Beschichtungsverschiebung und Anhäufung ist wiederum bei der höchsten Temperatur zu verzeichnen, das Minimum liegt mit 15 μm dennoch deutlich höher als bei der dickeren Beschichtungsausführung mit 12 μm . Im Vergleich zum Lieferzustand mit 21 μm Schichtdicke liegt damit eine maximale Wölbung der Beschichtung von 6 μm bzw. 29 % vor. Im Vergleich dazu beträgt die maximale Verschiebung im Fall der AS150-Beschichtung 16 μm , was bei einer Ausgangsschichtdicke von 28,6 μm einer Beschichtungsverschiebung von 56 % entspricht.

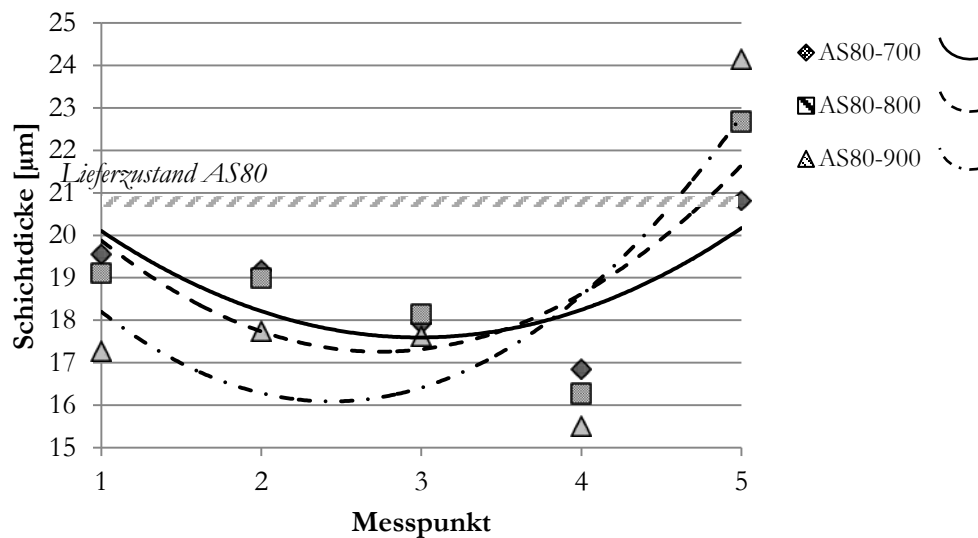


Abbildung 33: Plot der Schichtdickenmessung über den in Abbildung 25 dargestellten Auswertungspfad nach statischer induktiver Erwärmung einer AS80 beschichteten Probe auf 700, 800 und 900°C binnen 10 Sekunden.

Die Beschichtungsverschiebung im statischen Fall ist signifikant von der vorliegenden Beschichtungsstärke abhängig. Eine dünnere Beschichtungsauflage an AlSi führt den Untersuchungen zu Folge zu einer schwächeren Strömung und geringeren Neigung zur Bildung eines Tiefpunktes. Ein Grund für die geringere Verschiebung im Fall der dünneren Beschichtungsauflage liegt im Beschichtungszustand und der Interdiffusionszone des Ausgangsmaterials. Abbildung 34 zeigt Querschliffe aus den beiden Ausgangsmaterialien vor der Warmumformung. Die Güte mit einer AS80-Beschichtungsauflage weist mit durchschnittlich 22 μm eine erwartungsgemäß geringere Schichtdicke auf als die Variante AS150 mit 29 μm . Die hochschmelzende intermetallische Phase liegt jedoch auf einem vergleichbaren Dickenniveau von 7-8 μm . Der Schmelzpunkt der eisenreichen Interdiffusionsphase liegt signifikant über der Erwärmungstemperatur während der Induktionserwärmung und unterbindet den Phasenübergang. Nur die nach dem Schmelztauchverfahren auf der Interdiffusionsschicht aufliegende niedrig schmelzende (580 °C) AlSi-Phase erfährt einen Phasenübergang und wird aufgrund der vorliegenden Gradienten in Richtung kalter Gebiete mit geringerem hydrodynamischen Druck verschoben. Daraus kann geschlossen werden, dass nicht die Gesamtschichtdicke sondern das Verhältnis von hochschmelzender Interdiffusions- zu niedrig schmelzender Beschichtungsphase entscheidend für die Höhe der Verschiebung ist. Ein weiterer Grund für die geringere Verschiebung der dünneren Beschichtungsauflage

kann in – während der Erwärmung – stattfindenden Diffusionsprozessen gesehen werden. Eine dünnere Beschichtung erfordert geringere Diffusionswege von Eisen aus der angrenzenden Interdiffusionsschicht in die AlSi-Phase. Die partiell aufschmelzende Beschichtung erstarrt daher in grenzschnitnahen Bereichen sukzessive und lässt nur einen geringen Anteil an aluminiumreicher, flüssiger und verschiebungsfähiger Beschichtung zurück.

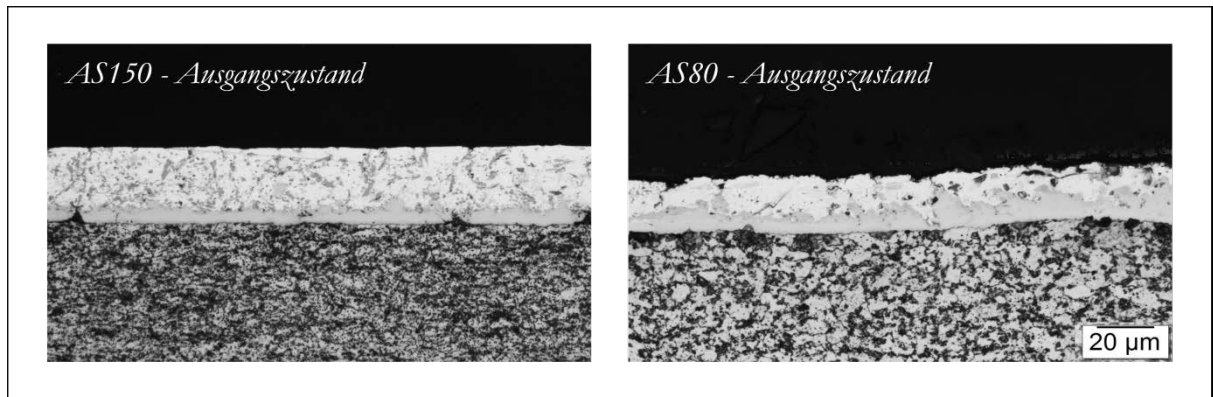


Abbildung 34: Lichtmikroskopische Aufnahme eines Querschliffes der Materialausgangszustände für AS150 und AS80

Die Größe und Ausprägung der Interdiffusionsschicht wird im Beschichtungsprozess des Stahlbandes in Abhängigkeit der Prozessparameter der Temperatur und Durchlaufgeschwindigkeit [130] sowie der Tauchbadzusammensetzung beeinflusst. Windmann et al. [80] konnten zeigen, dass die Eisendiffusion durch kurze Diffusionswege, bzw. dünnere Beschichtungsauflagen, sowie einen geringeren Siliziumanteil in der Beschichtung gefördert werden kann. Dieser Effekt ist in Abbildung 35 im Querschliff durch zwei AlSi-beschichtete Bleche mit variierendem Si-Gehalt in der Tauchbadzusammensetzung verdeutlicht. Silizium beeinflusst die Diffusivität von Aluminium und Eisen in den aluminium- bzw. eisenreichen intermetallischen Phasen und unterbindet die Umsetzung von aluminiumreicher Phase hin zu intermetallischen und hochschmelzenden Fe-Al-Phasen.

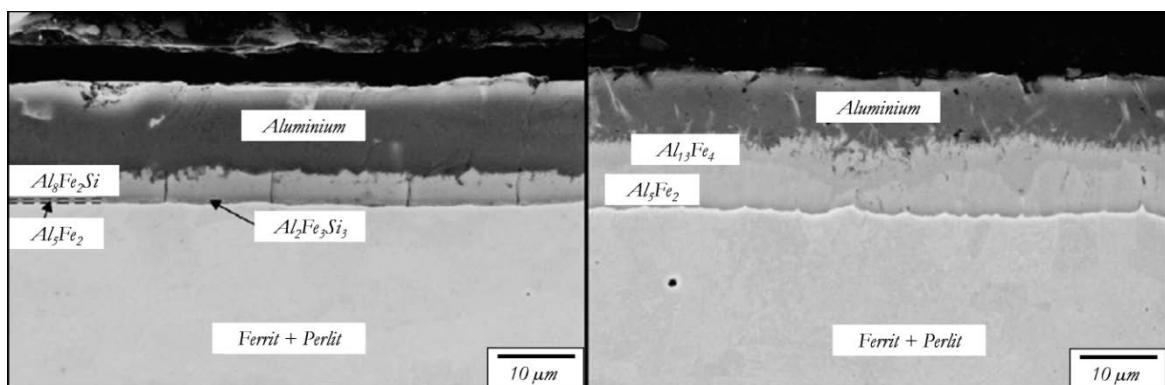


Abbildung 35: Schichtentwicklung und Phasenbildung bei Erwärmung von aluminiumbeschichteten Warmumformblechen in Abhängigkeit des Siliziumgehaltes (links > rechts) nach [80].

Eine Erhöhung des mit Eisen angereicherten Beschichtungsanteils minimiert sukzessive den Anteil der zur Verfügung stehenden, fließfähigen Phase und damit die Höhe der Beschichtungsverschiebung während der Erwärmung.

4.1.2.2 Dynamische Untersuchungen

Bei einer dynamischen induktiven Erwärmung mit konstanter Induktorleistung ist die auf dem Blech erreichbare Temperatur primär abhängig von der Relativgeschwindigkeit zwischen Induktor und Werkstück sowie der Blechdicke des Materials. Die Geschwindigkeit mit der das Blech in bzw. durch den Induktor bewegt wird bestimmt die zur Verfügung stehende Zeit für die Induktion von Wechselströmen im Werkstück. Zur Bestimmung der Erwärmungscharakteristik werden Erwärmungsversuche mit vier verschiedenen Vorschubgeschwindigkeiten (10-40 mm/s) und drei unterschiedlichen Blechdicken (1.15, 1.50 und 1.80 mm) durchgeführt und die resultierende Temperatur an derselben Position auf den Blechstreifen mittels Thermoelement ermittelt. Die Stromstärke wurde mit 68 A am oberen Ende des Leistungsspektrums der Anlage gewählt. Das Thermoelement werden jeweils mittig 30 mm vom Anfang der Platine auf das Blech aufgebracht um Rand- oder Einlaufeffekte zu verringern. Es ist ersichtlich, dass die erreichte Endtemperatur bei einer exemplarischen Blechdicke von 1.5 mm mit Verringerung der Vorschubgeschwindigkeit (entspricht Erhöhung der Wechselwirkungszeit) von 650 °C (40 mm/s) auf bis zu 900 °C (10 mm/s) ansteigt. Auch der charakteristische Abfall der Erwärmungsrate ab Erreichen der Curie-Temperatur wird insbesondere bei dem Erwärmungsvorgang mit 10 mm/s deutlich. Eine weitere Reduktion der Vorschubgeschwindigkeit auf 5 mm/s zeigt einen Anstieg der Maximaltemperatur auf bis zu 980 °C.

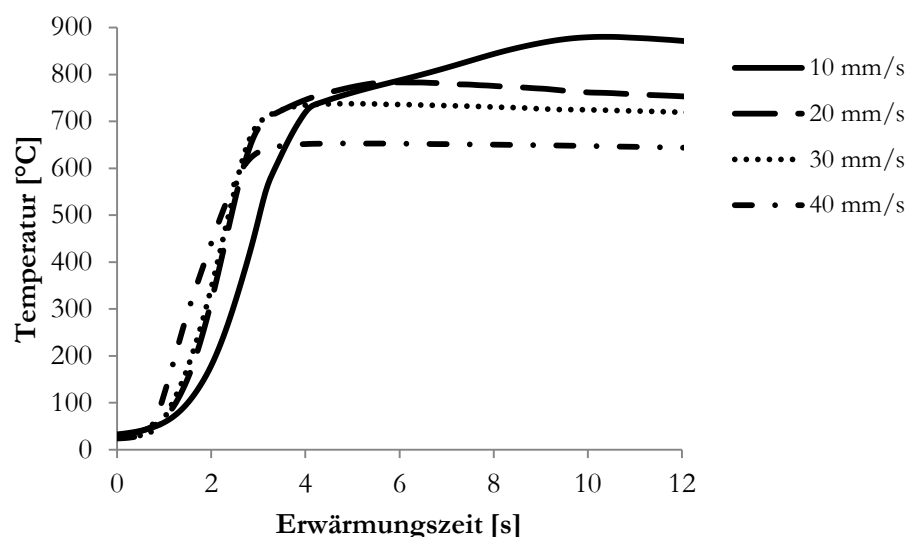


Abbildung 36: Aufheizkurven einer dynamischen induktiven Erwärmung in Abhängigkeit der Blechvorschubgeschwindigkeit von AS150-beschichteten Blechstreifen der Abmaße 250x50x1.5

Eine weitere Erhöhung der Vorschubgeschwindigkeit auf über 50 mm/s führt zu einem partiellen Aufschmelzen der Beschichtung, da insbesondere in den mittleren Bereichen die Schmelztemperatur

aufgrund geringer Wechselwirkungszeit nicht überschritten wird. Wie bereits in Kapitel 4.1.1 gezeigt weisen die Ränder eine leicht überhöhte Temperatur auf, sodass in den Randbereichen ein Aufschmelzen der Beschichtung auch bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten beobachtet werden kann (vgl. Abbildung 37).

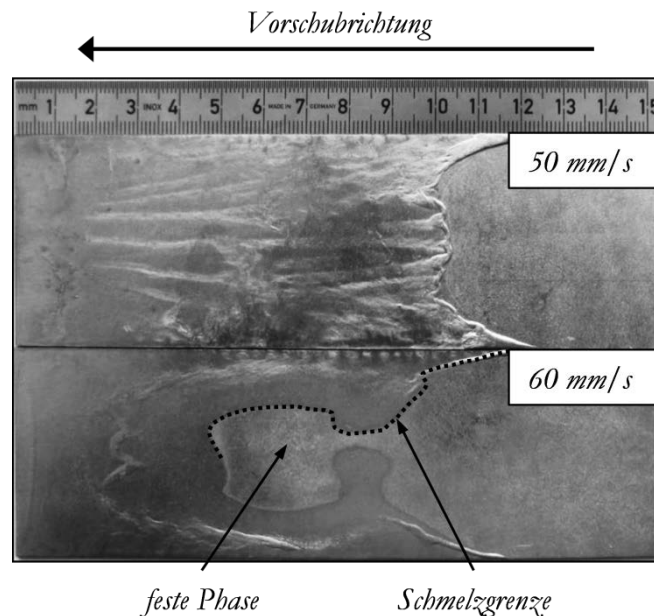


Abbildung 37: Schmelzcharakteristik und Beschichtungsverschiebung bei einer Blechvorschubgeschwindigkeit von 50 mm/s, respektive 60 mm/s und maximaler Induktorleistung.

Beim Vergleich des Erwärmungsverhaltens von Blechen unterschiedlicher Blechdicke existieren bei der induktiven Erwärmung zwei zueinander konträre Effekte. Zum einen wird zur Erwärmung eines dickeren Bleches potentiell mehr Energie benötigt, was insbesondere bei hohen Vorschubgeschwindigkeiten und entsprechend limitierter Energieeinbringung zu geringeren Temperaturen in Vergleich zu Dünnblechen führt. Auf der anderen Seite weist die induktive Erwärmung insbesondere bei dünneren Blechen aufgrund des Skineffektes eine geringere Effizienz auf. Beide Effekte sind in Abbildung 38 dargestellt, hierbei wird aus Gründen der Anschaulichkeit ein Offset von 20 Sekunden für die Variante mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 40 mm/s gewählt. Deutlich wird, dass das Blech mit der Blechdicke von 1.15 mm eine Temperatur von 740 °C erreicht, wohingegen das dickere Blech eine Temperatur von 715 °C aufweist. Bei einer Verringerung der Vorschubgeschwindigkeit dreht sich das Verhältnis zwischen den Blechdicken um und das dickere Blech erzielt mit 790 °C signifikant höhere Temperaturen als das Dünnblech mit 770 °C.

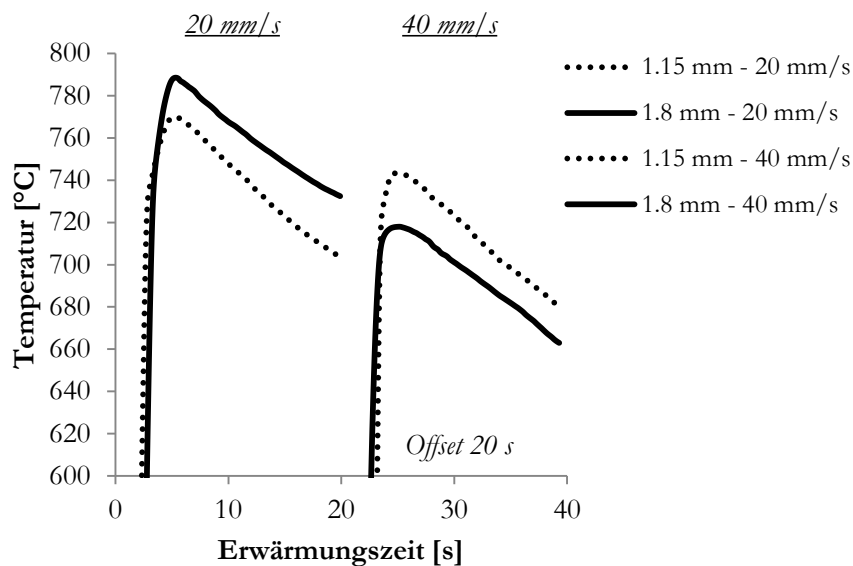


Abbildung 38: Erwärmungskurven der induktiven dynamischen Erwärmung von Blechen unterschiedlicher Blechstärke (1.8 und 1.15 mm) mit variierender Vorschubgeschwindigkeit von 20 und 40 mm/s.

Analog zur Untersuchung der Beschichtungsverschiebung im statischen Versuchsfall wird das Beschichtungsverhalten für unterschiedliche Prozessbedingungen nach der Warmumformung betrachtet und die Höhe der Beschichtungsverschiebung anhand von Querschliffen entlang des Blechabschnittes festgestellt. Für weitere Untersuchungen werden die Vorschubgeschwindigkeiten von 10, 20 und 40 mm/s untersucht und ausgewertet. Das verwendete Materialsystem besteht analog zu den statischen Untersuchungen aus 1.8 mm dickem Blech aus 22MnB5 mit einer Aluminium-Silizium-Beschichtung in den Auflagendicken AS80 und AS150. Im Fall der dickeren Auflagendicke von 150 g/cm² ist eine deutliche wellenförmige Beschichtungsverschiebung ersichtlich, deren Strömungscharakteristik nicht signifikant durch die Vorschubgeschwindigkeit beeinflusst wird. Die maximale Erwärmungstemperatur bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 10 mm/s liegt bei ungefähr 930 °C, was aufgrund von Wärmeleitungseffekten eine größere Wärmeeinflusszone und daher einen örtlich erweiterte Flusszone im Vergleich zu höheren Vorschubgeschwindigkeiten bedingt, bei denen Temperaturen zwischen 600 und 700 °C erzielt werden (vgl. Abbildung 39).

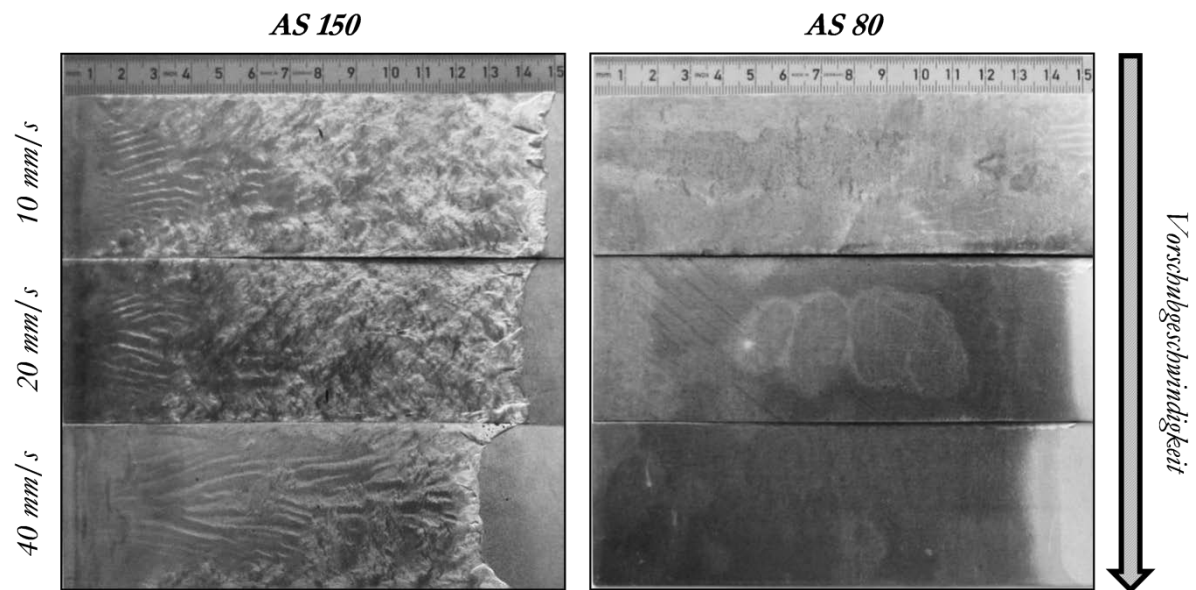


Abbildung 39: Beschichtungstopographie und Erscheinungsbild nach der induktiven Längsfelderwärmung für zwei unterschiedliche Beschichtungsdicken und variierenden Blechvorschub zwischen 10 und 40 mm/s.

Deckungsgleich mit den statischen Untersuchungen ist eine signifikant geringere Verschiebung im Fall der dünneren Beschichtungsdicke AS80 zu verzeichnen. Eine Ausbildung von rippelförmigen Strömungslinien ist lediglich in Ansätzen bei der mit 10 mm/s Vorschubgeschwindigkeit erwärmten Probe zu erkennen. Die Beschichtungsdicke wird an einem mittig liegenden Messpfad an entsprechend 6 Stellen von Blechanfang bis zur Schmelzfront vermessen (Abbildung 40).

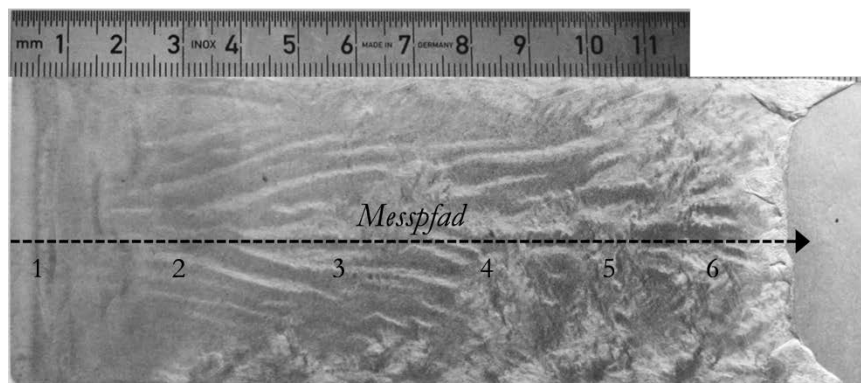


Abbildung 40: Auswertungspfad für metallographische Schichtdickenuntersuchungen am Beispiel einer auf mit 20 mm/s und 68 A erwärmten, AS150 beschichteten, Probe.

Im Fall der dünneren Beschichtung weist die Beschichtungsdicke an der ersten Messstelle ein Minimum auf, wobei noch eine Schichtdicke zwischen 17 und 19 μm nach der induktiven Erwärmung erhalten bleibt. Analog zu den vorherigen Untersuchungen tritt bei der langsamsten Vorschubgeschwindigkeit der höchste Verschiebungseffekt auf. Eine leichte Beschichtungsanhäufung ist zwischen Messstelle 3 und 5 zu verzeichnen.

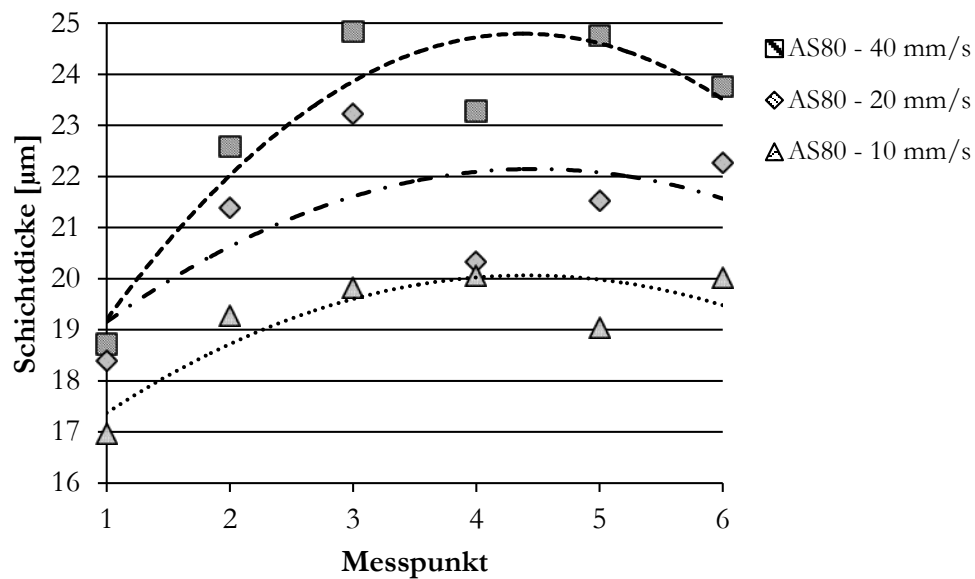


Abbildung 41: Plot der Schichtdickenmessung über den in Abbildung 40 dargestellten Auswertungspfad nach dynamischer induktiver Erwärmung einer AS80 beschichteten Probe mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 10, 20 und 40 mm/s und maximaler Induktorleistung.

Die Beschichtungsverschiebung der mit 150 g/cm² beschichteten Proben liegt signifikant höher und weist eine deutliche Schwankung über die Blechbreite auf, was mit den signifikant stärkeren Strömungen der Beschichtungsphase korreliert. Die Restbeschichtungsdicke im Bereich zwischen Messpunkt 1 bis 6 variiert nur marginal zwischen AS80 und AS150 (vgl. Abbildung 41). Die Größe der Anhäufung an der Wellenfront gibt Aufschluss über die Menge der verschobenen AlSi-Beschichtung. Für die untersuchten Materialien und Vorschubgeschwindigkeiten ist dies in Abbildung 42 mit der jeweiligen Ausgangsschichtdicke für AS80 und AS150 dargestellt. Es wird ersichtlich, dass die Anhäufung im Fall der dickeren Beschichtungsausführung mit über 300 µm bei 10 und 20 mm/s Vorschubgeschwindigkeit signifikant oberhalb der Anhäufungsstärke bei der dünner beschichteten Probe liegt, bei der lediglich bei 10 mm/s eine Verschiebung zu registrieren ist. Aus diesen Untersuchungen kann geschlussfolgert werden, dass neben der Beschichtungsdicke und dem Anteil an intermetallischer und hochschmelzender Phase, auch die Vorschubgeschwindigkeit bei einer dynamischen induktiven Erwärmung einen Einfluss auf die Menge der verlagerten Beschichtungsphase nimmt. Entsprechend liegt die geringste Verlagerung bei dünnen Beschichtungen und hohen Vorschub- bzw. Relativgeschwindigkeiten vor.

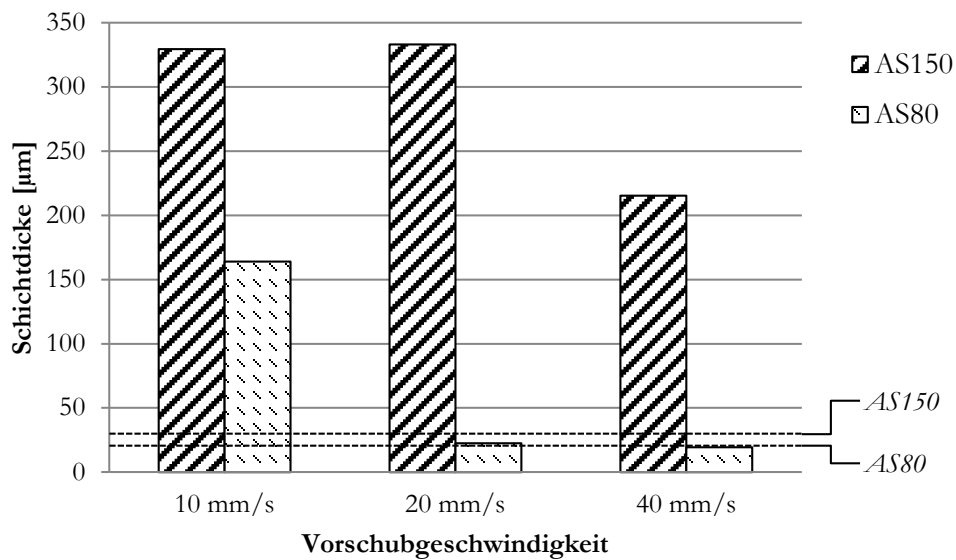


Abbildung 42: Plot der gemittelten Beschichtungsanhäufungshöhe nach dynamischer induktiver Erwärmung einer AS80 beschichteten Probe mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 10, 20 und 40 mm/s und maximaler Induktorleistung.

4.1.2.3 Konduktive Erwärmung

Eine andere Form der direkten Schnellerwärmung für die Warmumformung stellt die konduktive Platinenerwärmung dar, auf die im Stand der Technik grundlegend eingegangen wird. Um die Beschichtungsverschiebung bei der konduktiven Erwärmung als Referenz zur induktiven Erwärmung untersuchen zu können wird auf den Versuchsstand am Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen an der Leibniz Universität in Hannover (IFUM) zurückgegriffen (siehe Abbildung 43)[30]. Die Versuche werden sowohl an rechteckigen Blechabschnitten mit Abmaßen von 250 x 200 x 1,8 mm sowie an rechteckigen Streifen, die die gleichen Abmaße der induktiv erwärmten Proben mit 250 x 50 x 1,8 mm aufweisen, durchgeführt. Des Weiteren wird analog zu den Induktionsversuchen ein Vergleich des Beschichtungsverhaltens unterschiedlicher Auflagedicken der Aluminium-Silizium-Beschichtung angestellt. Die Erwärmung wird über ein Infrarot-Pyrometer optisch kontrolliert und geregelt. Das Blech wird pneumatisch zwischen zwei wassergekühlten Elektroden fixiert und der Wechselstromfluss über eine Rampenfunktion auf die gewünschte prozentuale Leistung hochgefahren. Bei Halblast läuft die Anlage mit einer Leistung von 153 kVA. Für die verwendete Blechgeometrie wird die Leistung auf 30-45 % der Maximalleistung reduziert, da aufgrund des geringen Querschnitts eine schnelle Erwärmung auch bei Leistungsreduktion möglich ist.

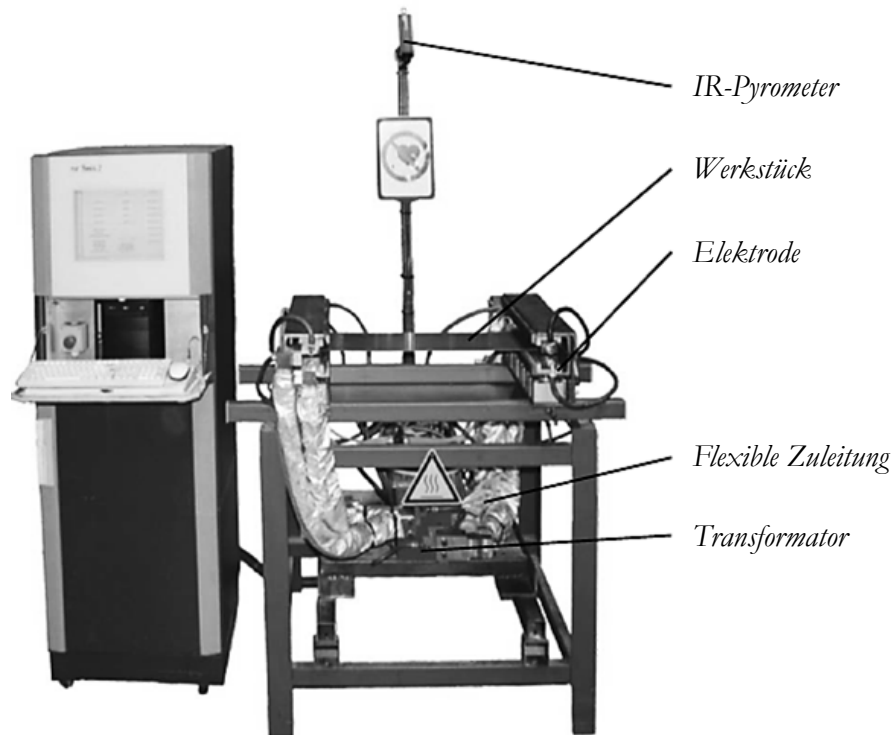


Abbildung 43: Versuchsaufbau zur konduktiven Blecherwärmung am IFUM Hannover nach [30].

Die Elektroden werden aus der Frontalsicht vorne links sowie hinten rechts diagonal kontaktiert. Etwaige Temperaturgradienten während der Erwärmung, insbesondere bei Auftreten einer Flüssigphase führen analog der induktiven Erwärmung zu Gradienten in der Oberflächenspannung und einer Triebkraft, die auf Marangonikräften basiert. Des Weiteren bilden beide Elektroden in Kombination mit der wechselnden Flussrichtung der elektrischen Ladungen eine Induktivität, deren Widerstand sich über den kürzesten Weg diagonal von Kontaktierung zu Kontaktierung ausbildet. Es liegt daher – genau wie bei der Induktion – eine Überlagerung zweier Kraftkomponenten vor, die nur schwer voneinander zu differenzieren sind. In Abbildung 44 ist der zeitliche Verlauf einer exemplarischen Erwärmung eines AS150 beschichteten Warmumformbleches auf 930 °C innerhalb von 5.5 Sekunden dargestellt. Hierbei wurde eine Leistung von 45% der Maximalleistung verwendet. Nach 3.5 Sekunden ist eine Schmelzinitiierung der AlSi-Beschichtung an den Anschlussstellen zu verzeichnen. Kurze Zeit später propagiert die Beschichtung in Form einer turbulenten Strömung in primär diagonalen Richtung aufeinander zu. Beide Strömungen treffen sich nach 4.7 Sekunden Erwärmungszeit in der Mitte der Platine und bilden dort eine stehende Welle aus, die bei weiterem Erwärmungsverlauf an dieser Stelle arretiert ist.

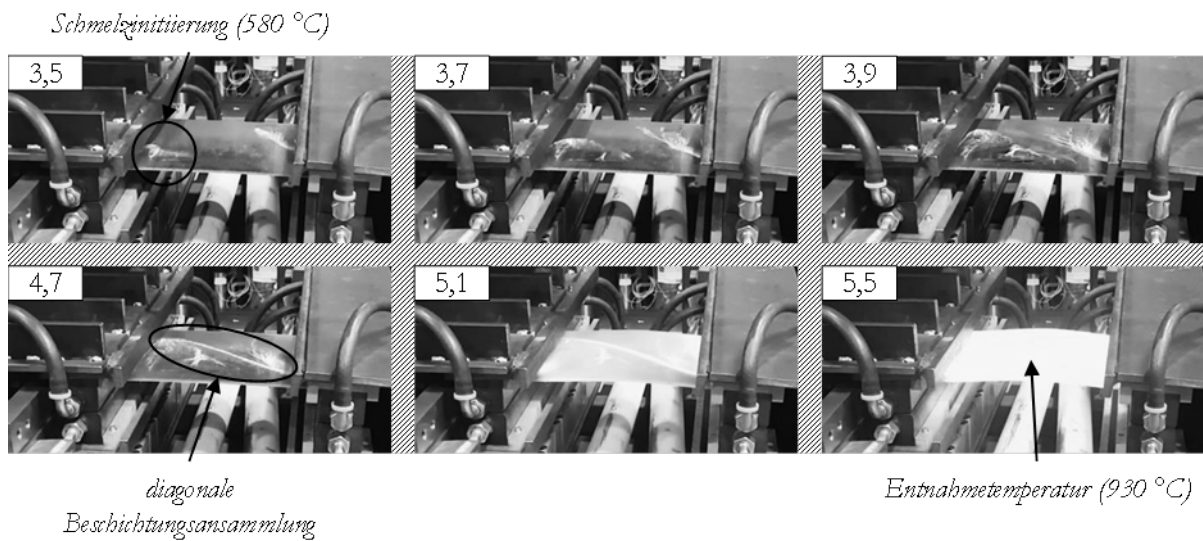


Abbildung 44: Sequenz einer konduktiven Blecherwärmung auf 930°C binnen 6 Sekunden.

Im Vergleich zur induktiven Erwärmung bis zur Curie-Temperatur treten bei einer konduktiven Erwärmung bis 930 °C deutliche Anlauffarben aufgrund Oxidbildung bei hohen Temperaturen an Atmosphäre auf. Des Weiteren ist die diagonal orrientierte Beschichtungsanhäufung auch nach Abkühlung bei Raumtemperatur deutlich in Form einer Erhöhung auf der Platine zu erkennen. Entlang der ausgebildeten Aufwölbung variiert die Beschichtungsdicke mit einem Maximum an den jeweiligen Enden in der Nähe der gekühlten Elektroden (Abbildung 46). Die Randbereiche weisen eine deutlich geringere Temperatur, aufgrund des Wärmeübertrages auf die gekühlten Elektroden auf. Selbst nach einer Erwärmung auf 930 °C innerhalb von acht Sekunden ist in den Randbereichen kein Beschichtungsaufschmelzen zu verzeichnen. Abbildung 45 zeigt die Erwärmungskurve einer 1,8 mm starken Platine mit den Abmaßen 250 x 200 mm und einer Solltemperatur von 930 °C nach acht Sekunden. Die Daten werden mittels optischer Temperaturmessung und einer Kalibrierung auf den Emissionsgrad der Endtemperatur ermittelt, daher sind insbesondere die Werte <800 °C signifikant fehlerbehaftet und zeigen lediglich den Erwärmungstrend auf. Deutlich ersichtlich ist die Regelung der Erwärmung, welche die eingestellte Erwärmungszeit mittels gepulster Wärmezufuhr reguliert. Hierbei ist die Stromstärke der Impulse im Vorfeld fest definiert und abhängig von den Probenabmaßen bzw. dem wirkenden Querschnitt des Werkstücks. Der Messbereich des Pyrometers beginnt bei 200 °C, daher beginnt die angezeigte Erwärmungskurve erst bei einer Erwärmungszeit von 2 Sekunden.

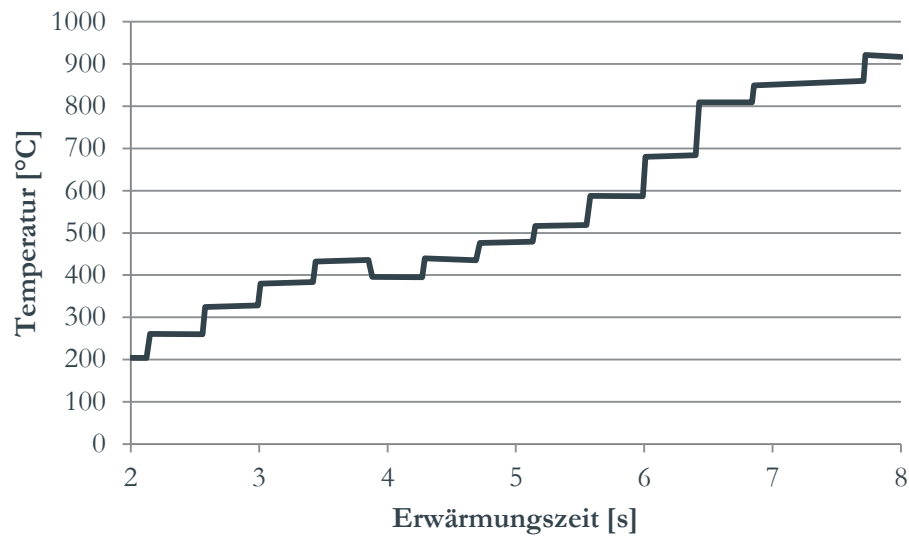


Abbildung 45: Pyrometrisch ermittelte Erwärmungskurve bei der konduktiven Erwärmung auf Temperaturen oberhalb von 900°C binnen 8 Sekunden.

Der Effekt ist auf der Vorder- sowie der Rückseite identisch, daher kann auch bei der konduktiven Erwärmung der Einfluss der Gravitation gegenüber der Lorentz- und der Marangonikräfte vernachlässigt werden. Da der Blechbewegung aufgrund der beidseitigen Einspannbedingung keine Freiheitsgrade zur Verfügung stehen kommt es während der konduktiven Erwärmung zu thermisch induzierten Wölbungen der Probebleche. Für eine industrielle Umsetzung müssten dementsprechend Freiheitsgrade für thermische Ausdehnung, in Form von z.B. vorgespannten und beweglichen Elektroden, geschaffen werden.

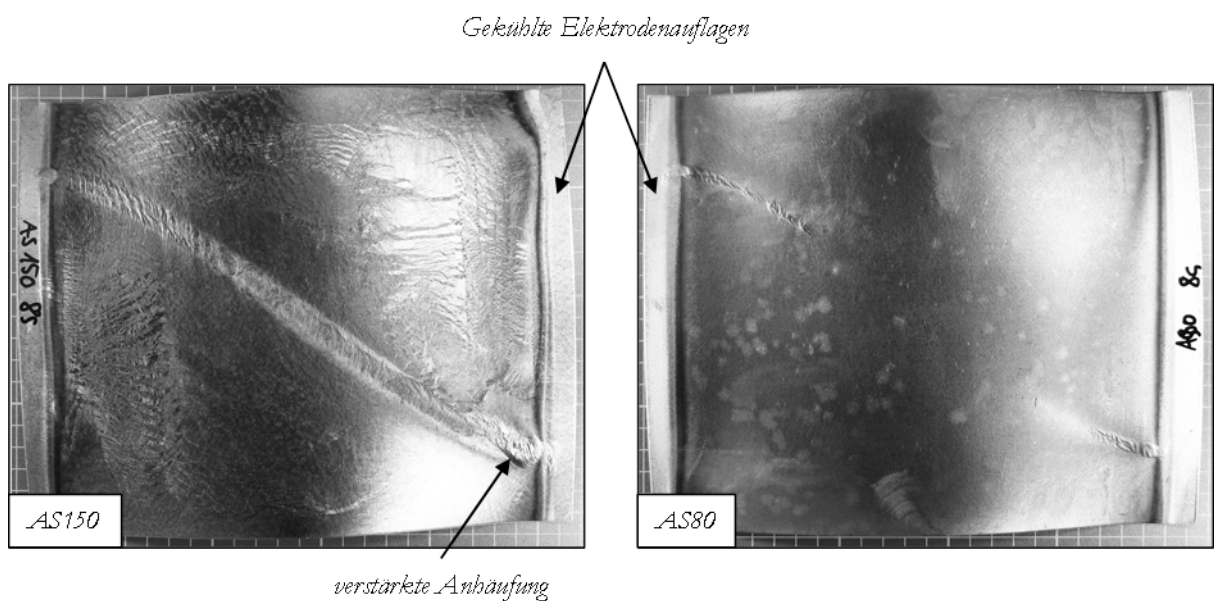


Abbildung 46: Konduktiv binnen 8 Sekunden auf 930°C erwärmte Probebleche der Geometrie 250x200 mm mit einer AS150 (links) und einer AS80 (rechts) Beschichtung

Bei der Erwärmung einer dünner beschichteten AS80-Platine ist analog zu den Induktionsversuchen ein deutlich geringerer Beschichtungsverschiebungseffekt zu beobachten. Es findet abermals ein erstes Beschichtungsaufschmelzen an den Blehecken statt, eine explizite Strömung ist jedoch nicht zu beobachten. Im weiteren Verlauf der Erwärmung bildet sich in identischer Richtung, diagonal zur Blechorientierung eine Flüssigkeitsansammlung (Abbildung 47 rechts) aus. Der Phasenübergang der Beschichtung ist aufgrund einer Änderung der Reflektion auf der Oberfläche ersichtlich. Die flüssige Phase, die sich in der Mitte der Platine ansammelt muss ihren Ursprung aus den Dreieckflächen analog zur AS150-Probe haben, mit dem Unterschied, dass eine deutlich geringere Kinematik der Flüssigphasenströmung vorliegt.



Abbildung 47: Beschichtungsverschiebung bei schneller konduktiver Erwärmung einer AS80-beschichteten Warmumformplatte.

Die Größenordnung der Flüssigphasenverschiebung bei beiden Beschichtungsdicken ist vergleichbar mit der induktiven Erwärmung. Auch hier treten bei schneller Erwärmung leichte Anhäufungen bei einer AS80-Beschichtungsauflage auf. Um den Einfluss der Heizrate auf die Beschichtungsverschiebung zu evaluieren werden Bleche mit identischen Abmaßen innerhalb von 20, 30 und 120 Sekunden auf 930 °C erwärmt. Die Charakteristik der Verschiebung bei dicker beschichteten AS150 Proben ändert sich nicht signifikant mit der Aufheizrate. Auch bei AS80 kommt es nach 20, sowie 30 Sekunden Aufheizzeit zu einer diagonalen Narbenbildung mit einem ausgeprägten S-Schlag. Bei einer langsamen Erwärmung über 120 Sekunden lässt sich jedoch bei AS80 keine Beschichtungsanhäufung mehr beobachten und die resultierende Topographie ähnelt einer konventionell grau-matten, ofenerwärmten Bauteiloberfläche.

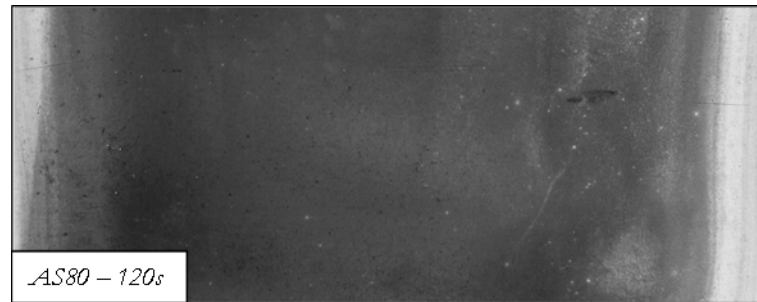


Abbildung 48: Beschichtungsentwicklung einer mit AS80 beschichteten Platine nach einer langsamen konduktiven Erwärmung auf 930°C binnen 120 Sekunden.

Auch erwärmte Blechstreifen (250 x 50 x 1.8 mm) zeigen eine diagonale, zu den Rechteckblechen gleichgerichtete, Anhäufung (vgl. Abbildung 49). Hierbei ist jedoch keine Bildung eines S-Schlages zu erkennen. Die Blechstreifen werden längs in die Erwärmungsvorrichtung eingespannt und die Leistung auf 30 % der Maximalleistung reduziert, da die Querschnittsveränderung einen deutlichen Einfluss auf die benötigte Energiemenge hat.

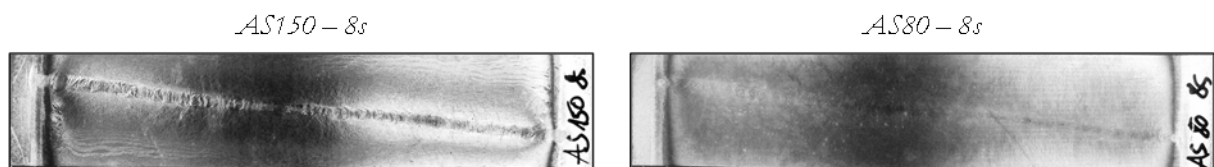


Abbildung 49: Beschichtungsverschiebung bei konduktiver Erwärmung von AS150 und AS80 auf 930°C innerhalb von 8 Sekunden mit Streifengeometrie der Probe (250 x 50 x 1.8 mm)

Die batchweise Erwärmung der Platinen in der Vorrichtung ermöglicht eine variable Temperaturführung, die bei einer induktiven Durchlauferwärmung nur schwierig umsetzbar ist. Daraus ergibt sich die Möglichkeit die Erwärmung temporär zu pausieren, nachdem die Schmelztemperatur überschritten ist und damit der Aluminiumbeschichtung ausreichend Zeit zur Diffusion in der flüssigen Phase zur Verfügung zu stellen. Des Weiteren führt eine kurze Haltephase zu einem Abbau an Temperaturgradienten aufgrund von Wärmeleitung, bevor erneut Wärme zugeführt wird. Die Prozessführung sieht eine Erwärmung binnen vier Sekunden auf Temperaturen kurz oberhalb der Schmelztemperatur vor, an die eine Haltephase von vier Sekunden ohne Energiezufuhr sowie eine finale Erwärmung auf 930 °C binnen weiterer vier Sekunden angeschlossen wird. Die pyrometrisch ermittelte Schmelztemperatur wird durch eine Referenzmessung ermittelt, da die Erwärmungskurve bei der Schmelztemperatur einen charakteristischen Knick aufweist. Dieses Erwärmungsmuster hat auf die Beschichtungsverschiebung der dicken Beschichtung keinen signifikanten Einfluss. Bei der deutlich schneller diffundierenden AS80-Beschichtung, die wie im vorherigen Kapitel aufgezeigt, geringere Diffusionswege benötigt und einen höheren Beschichtungsanteil an Interdiffusionsphase aufweist kann die Entstehung einer Anhäufung stark minimiert werden (vgl. Abbildung 50). Auf Seiten der Effizienz wäre denkbar die Längen der Erwärmungsschritte sowie des Halteschrittes zu minimieren, wobei sichergestellt werden muss, dass der

Stromfluss bei Erreichen der Schmelztemperatur reduziert wird und ausreichend Diffusionszeit zur Bildung intermetallischer Phasen zur Verfügung steht.

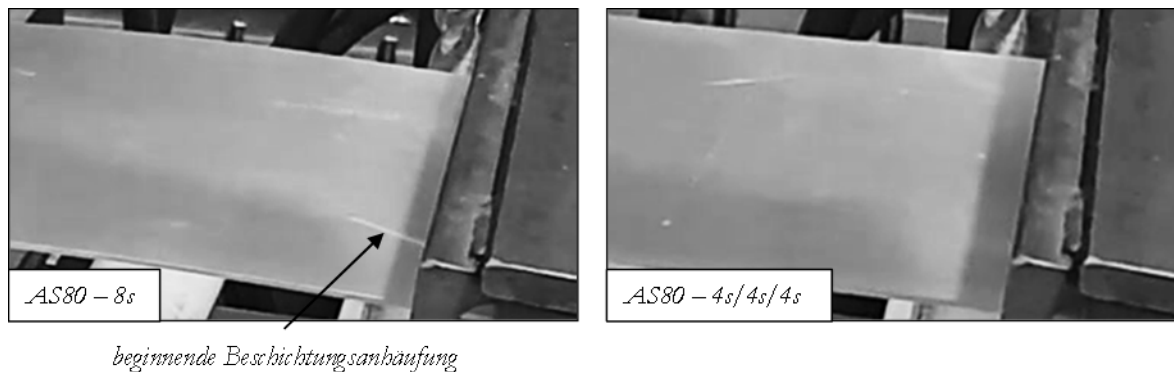


Abbildung 50: Vergleich der Schmelzinitiierung einer konduktiv erwärmten Rechteckplatte mit AS80 Beschichtung ohne (links) und mit (rechts) Haltephase während der Erwärmung.

Die dickere Beschichtung erfordert eine deutlich höhere Diffusionszeit zur Reduktion der fließfähigen Phase. Da keine Wärme während dem Halteschritt zugeführt werden kann, unterschreitet die Temperatur bei einer Erhöhung der Haltedauer sukzessive die Schmelztemperatur und die Beschichtung würde erstarren bevor ausreichend Diffusionsprozesse stattgefunden haben.

Der Stromfluss bei der konduktiven Erwärmung wird durch eine Überlagerung des direkten Stromflusses zwischen den beiden Elektroden sowie dem diagonalen Stromfluss zwischen den Anschlussstellen dargestellt. Hierbei nimmt der Stromfluss den energetisch günstigsten Weg bzw. den Pfad des geringsten Widerstandes als Quotient aus Wegstrecke und Leitfähigkeit zwischen den Anschlussstellen. Der S-Schlag, der sich aufgrund der Beschichtungsverschiebung ausbildet gibt Hinweise darüber, dass sich beide Kraftwirkungen auf dieser Isothermen – wenn die primäre Kraftwirkung durch die Marangonikraft definiert wird – oder einer Isobaren – wenn sich der elektromagnetische Druck S-Schlag-förmig ausgleicht. Da sich analog zur induktiven Heizung die ohmsche-Erwärmung mittels Stromfluss mit den entsprechenden Selbstinduktionseffekten sowie Lorentzkraften überlagern ist es auch in diesem Fall komplex beide Kraftwirkungen voneinander zu isolieren. Dennoch lässt sich zumindest die Form des S-Schlages aufbauend auf physikalischen Grundlagen erläutern. Der zeitlich veränderliche Stromfluss führt gemäß der Maxwell'schen Gleichungen zu einem rotationssymmetrischen zeitlich veränderlichen Magnetfeld, das wiederum durch Selbstinduktion ein ebenfalls rotationssymmetrisches elektrisches Feld E induziert. Hierbei stellt das Faraday'sche Gesetz die physikalische Grundlage dar:

$$\text{rot } E = -dB/dt \quad (25)$$

Das elektrische Feld treibt einen zeitlich variablen Stromfluss, der ein magnetisches Feld induziert, das dem primär induzierten magnetischen Feld entgegengerichtet ist. Geht man von einer reinen Kontaktierung der gegenüberliegenden Ecken aus, wird der Stromfluss aufgrund dieses Skin-Effektes aus der Blechmitte verdrängt und verläuft bahnenförmig von einer Elektrode zur gegenüberliegenden (vgl.

Abbildung 51). Dies führt in Abhängigkeit von der Frequenz des Wechselstroms zu einer verstärkten Erwärmung auf diesen gebogenen Bahnen sowie einer nach innen gerichteten Lorentzkraft auf bewegliche Ladungsträger. Dementsprechend kann sowohl der Temperaturgradient als auch der Gradient der magnetischen Feldstärke zu der beobachteten S-förmigen Beschichtungsanhäufung führen. Dieses Phänomen deckt sich damit, dass während der Erwärmung die Eckbereiche an denen die Kontaktierung stattfindet zuerst aufschmelzen und deutliche Hotspots bilden.

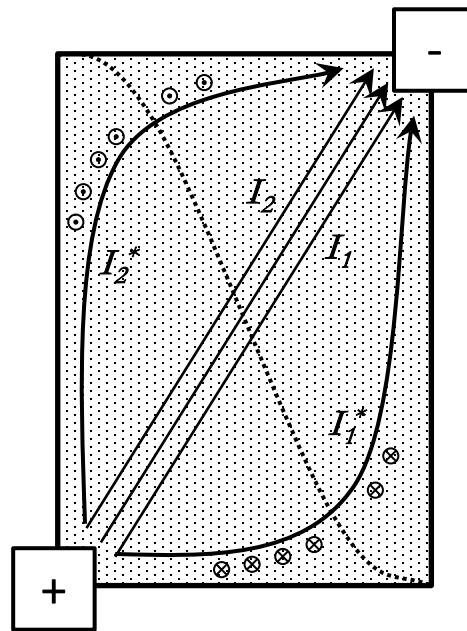


Abbildung 51: Schematische Darstellung des Stromflusses in Abhängigkeit des Skin-Effekts für eine über-Eck-kontaktierte konduktive Erwärmung eines Rechteckbleches.

Um die Entstehung der Hotspots zu erklären, muss von der Definition äquipotentialer Kupferelektroden abgerückt werden. Dadurch, dass auch das Blech eine hohe Leitfähigkeit bzw. einen geringen Widerstand aufweist, kommt es zu einer Stromdichteerhöhung an den Ecken der Anschlussstelle sowie einer relativen Verringerung am Ende der Elektroden, die die Bildung von Hot-Spots an diesen Stellen begründen. In Zusammenarbeit mit dem Institut für Hochspannungstechnik und elektrische Energieanlagen an der Technischen Universität Braunschweig sowie Fa. Trumpf Hüttinger, wird zur Klärung des vorliegenden Sachverhaltes eine modellhafte Simulation mit der Software Comsol Multiphysics Version 5.2a aufgebaut und die Temperaturentwicklung schematisch dargestellt. Das Modell entspricht der Versuchsanordnung der konduktiven Erwärmung mit zwei Kupferelektroden, die eine Platine aus dem Werkstoff 22MnB5 beidseitig an gegenüberliegenden Anschlussstellen kontaktieren. Es findet eine separate Berechnung des magnetischen und elektrischen Feldmodells sowie des thermischen Modells statt. Für den Knoten des magnetischen und elektrischen Feldes wird eine Frequenz der Erwärmung von 50 Hz sowie eine Potenzialdifferenz an den Einspeisepunkten von 3.11 V (eff.) gewählt. Für den Knoten „Wärmeübertragung im Festkörper“ wird die Wärmestrahlung mit einem Epsilonwert von 0.8 und einer

Wasserkühlung der Backen durch eine Strömung mit 2 m/s angenommen und berechnet. Die Materialeigenschaften werden mit Standardwerten für konventionelles niedriglegiertes Stahlblech sowie Kupferelektroden angegeben. Analog zu den Erwärmungsversuchen wird der Simulation eine Blechstärke von 1.8 mm zu Grunde gelegt. Abbildung 52 zeigt das Ersatzmodell der konduktiven Erwärmung eines Bleches zwischen zwei Kupferelektroden sowie dessen Vernetzung für die FEM-Simulation in Comsol.

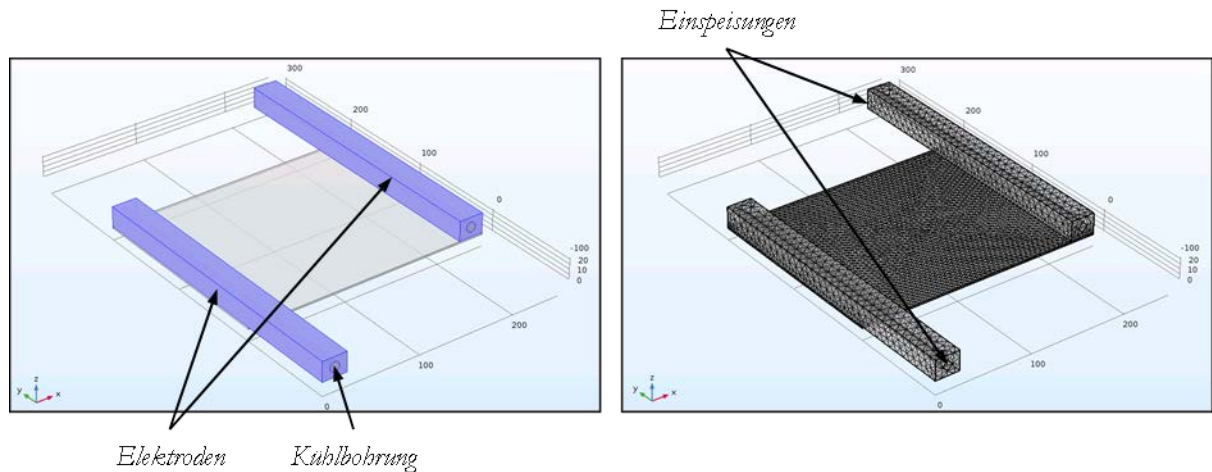


Abbildung 52: Modelldarstellung und Vernetzung der konduktiven Blecherwärmung zwischen zwei Kupferelektroden.

Das Ergebnis der Simulation im schmelzrelevanten Temperaturbereich ist in Form des Konturplots der Temperatur nach einer Erwärmungszeit von 5 Sekunden dargestellt. Die Simulation bildet einen identischen Temperaturverlauf wie das Experiment, mit der Bildung von diagonal zu einander orientierten Hot-Spots an den Anschlussstellen ab. Hierbei liegt eine Temperaturdifferenz von bis zu 70 °C mit einem Minimum an den gegenüberliegenden Ecken vor.

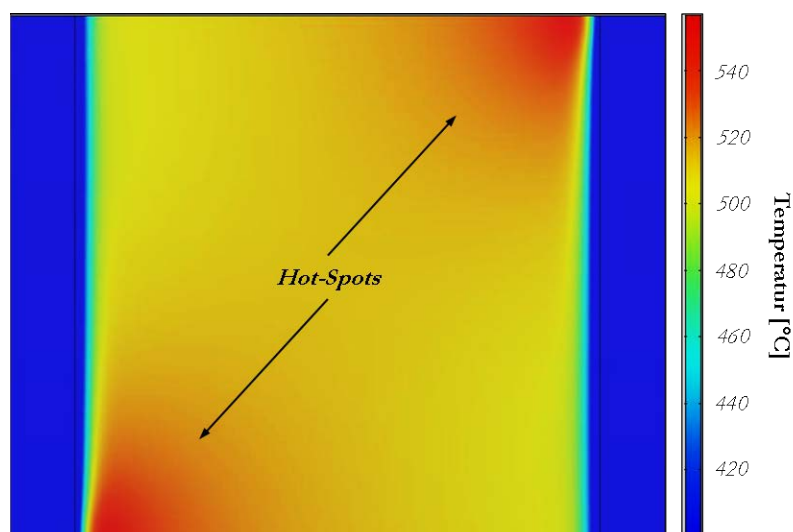


Abbildung 53: Konturplot der Simulation einer konduktiven Blecherwärmung nach 5 Sekunden aus einer gekoppelten Simulation mittels Comsol Multiphysics.

Aufbauend auf dieser Untersuchung kann der Temperaturverlauf während der Erwärmung in Form von Isothermen über die Platine abgebildet werden. Eine simulierte Erwärmungssequenz mit Indizierung der Isothermen ist in Abbildung 54 dargestellt. Die Schmelzisotherme ist mit 580°C eingezeichnet und bewegt sich über die Sequenz von den lokal höher temperierten Anschlussstellen in Richtung Platinenzentrum. Hierbei entstehen zwei Temperaturgradienten, die mit der Indizierung 1 sowie 2 in der Darstellung eingezeichnet sind. Diese Temperaturgradienten resultieren in Differenzen der Oberflächenspannung und führen subsequent zu Marangonikräften als Triebkraft für die beobachteten fluiddynamischen Effekte. Die Schmelzadiabaten treffen sich im Laufe der Erwärmung in der Mitte der Platine. Zu letzt überschreitet die Temperatur an den von den Anschlussstellen distanzierten Ecken der Platine die Schmelztemperatur der Beschichtung. Die Form der Schmelzadiabaten ist durch das Verhältnis der beiden Temperaturgradienten 1 und 2 definiert. Im vorliegenden Simulations- und Beispielsfall ist der Gradient zwischen den Anschlussstellen (2) signifikant höher als der mit 1 indizierte Gradient. Daher läuft die Beschichtung zunächst in die Mitte, bleibt dort zentral arretiert und bildet sich im nächsten Schritt S-förmig über die Platine aus.

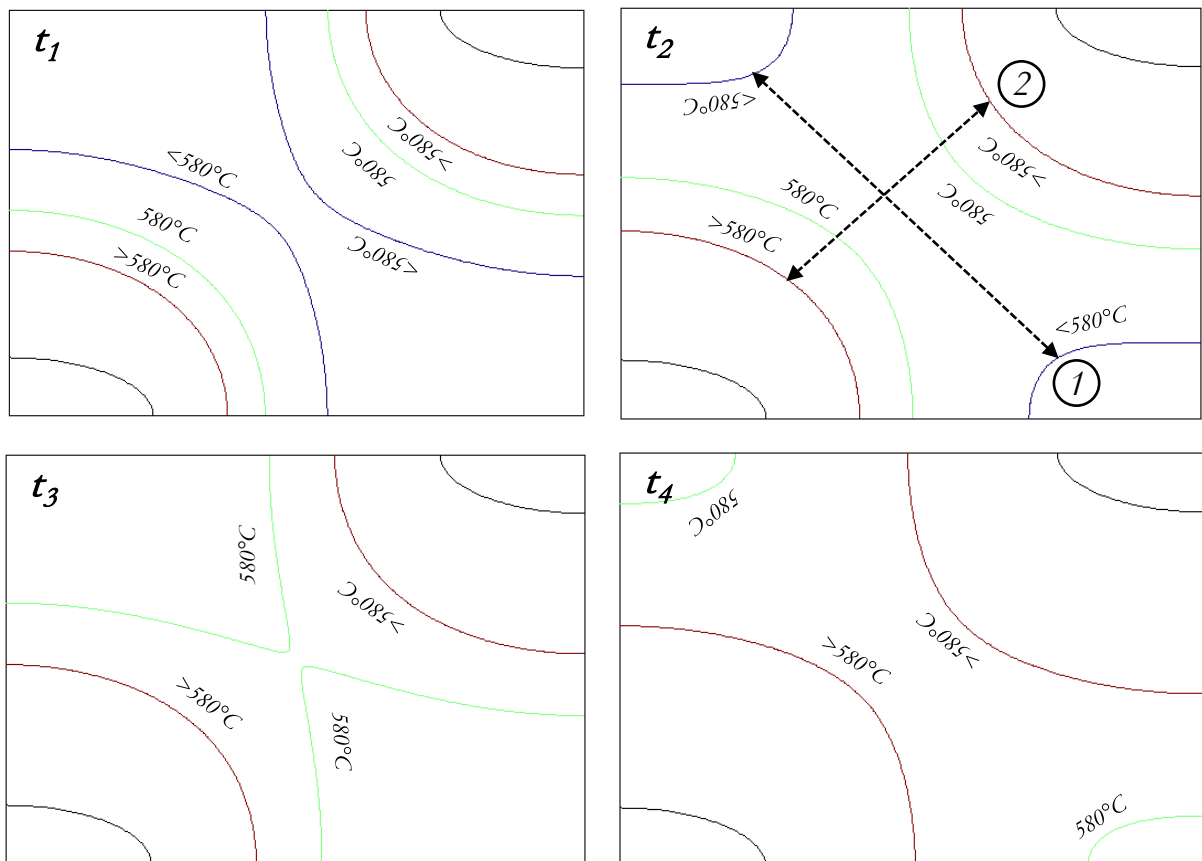


Abbildung 54: Sequenz der Temperaturentwicklung und -verteilung auf der Platinenoberfläche eines konduktiv erwärmten Bleches mit diagonal zueinander orientierten Temperaturerhöhungen.

Geht man von einer beidseitigen und flächigen Kontaktierung über die gesamte Elektrodenfläche aus, wäre unter ähnlichen Kontaktbedingungen eine linienförmige Temperaturerhöhung zu erwarten. Die

Temperaturhomogenität steigt zwar im Vergleich zur diagonalen Kontaktierung signifikant an, aber potentielle Kontaktwiderstände am Übergang von Elektrode zu Platine führen auch in diesem Fall zu potentiellen Hot-Spots, die zu einer vertikalen Beschichtungsanhäufung in der Platinenmitte führen würde (siehe Abbildung 55). Lösungsansätze wären in der Wahl der Kontaktmaterialien sowie der Variation in der Anpresskraft zu finden um den Übergangswiderstand zu verringern bzw. so gering wie möglich zu halten.

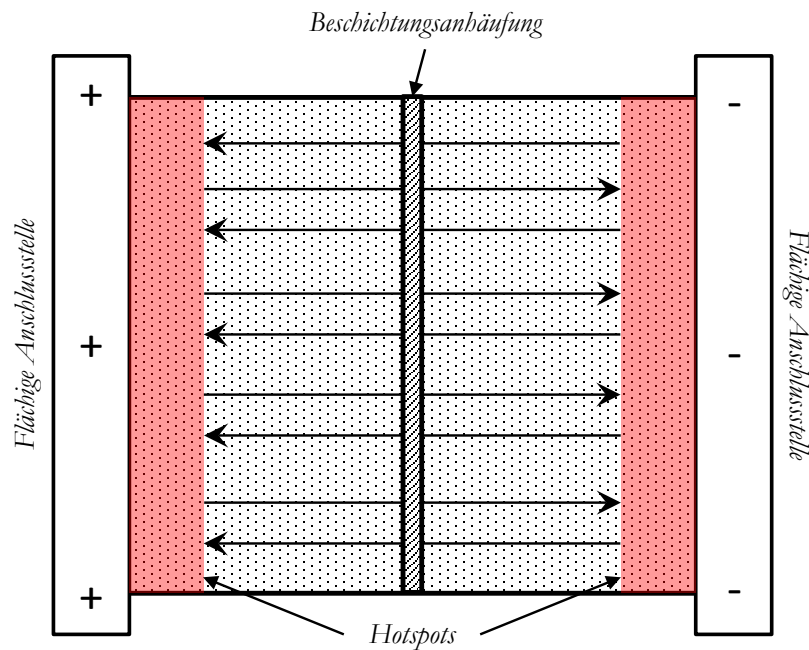


Abbildung 55: Temperaturentwicklung und Beschichtungsanhäufung bei der konduktiven Erwärmung mit flächiger Kontaktierung des Bleches.

Zusammenfassend kann aus den Untersuchungen sowie konzeptionellen und numerischen Überlegungen geschlussfolgert werden, dass ein Einsatz von AlSi-beschichteten Platinen bei einer konduktiven Erwärmung eine große Herausforderung darstellt. Der Grund dafür liegt in kontaktierungsbedingten Temperaturgradienten die während der Erwärmung (insbesondere in Temperaturbereichen um den Schmelzpunkt) auf der Werkstückoberfläche vorliegen. Auch wenn die Platine nach einer bestimmten Haltezeit eine relativ homogene Temperatur oberhalb der Austenitisierungstemperatur erreicht, ist dementsprechend für die Beschichtungsverschiebung insbesondere die Erwärmungshistorie relevant. Daher ist bei der Schnellerwärmung zwangsweise auszuschließen, dass große Temperaturgradienten während der Erwärmung einer AlSi-beschichteten Platine vorliegen. Erschwerend kommt im Hinblick auf eine Realapplikation in der Bauteilfabrikation hinzu, dass Querschnittsveränderungen, Einschnitte, Nuten oder Löcher sowie Blechdickenunterschiede (vgl. TRB) zu signifikanten lokalen Temperaturgradienten führen, die eine lokale Beschichtungsverschiebung hervorrufen.

4.1.2.4 Kontaktplattenerwärmung

Eine direkte Schnellerwärmung mittels Induktion oder Konduktion lässt die Frage offen, ob die Strömung aufgrund thermokapillarer Effekte oder durch Stromfluss induzierte hydrodynamische Kräfte hervorgerufen wird. Aus dieser Fragestellung resultieren zwei essentielle Anforderungen an eine alternative Erwärmungstechnik zur experimentellen Ermittlung einer isolierten Wirkung der Marangoni- bzw. der Lorentzkraft auf einen flüssigen Aluminiumfilm. Die erste Anforderung stellt die Abbildung eines vergleichbaren Temperaturgradienten, sowohl in der Größenordnung als auch in der Schärfe und Lokalität bei einer Erwärmungstemperatur $>580\text{ °C}$ dar. Darüber hinaus stellt die Abwesenheit von Strömen bzw. Magnetfeldern während der Erwärmung die zweite essentielle Randbedingung dar. Eine Erwärmung mittels temperierten Kontaktplatten erfüllt beide Randbedingungen am Übergang der Temperierungsplatten, wobei darauf geachtet werden muss, dass die Kontaktplatte im zu beobachteten Bereich keinen Kontakt zur Platine aufweist, die die Strömung beeinflussen würde. Für die Versuche wird auf einen Versuchsstand an der NMB GmbH in Bayreuth zurückgegriffen, die eine Blecherwärmung zwischen vertikal orientierten keramischen Heizelementen ermöglicht. Bei Plattentemperaturen im Bereich zwischen 800 und 900 °C ist eine Schnellerwärmung der AS-beschichteten Platinen – je nach Blechdicke – innerhalb von <15 Sekunden auf Schmelztemperatur möglich. Die lokalen Temperaturgradienten liegen damit zwar deutlich (Faktor 3-6) unterhalb der direkten Erwärmungsmethoden, dennoch zeigen die Versuche bereits bei 1.5 mm starkem Blech einen erwartungsgemäßen Verschiebungseffekt (vgl. Abbildung 56) der Beschichtung von plattennahen zu – fernen Bereichen.

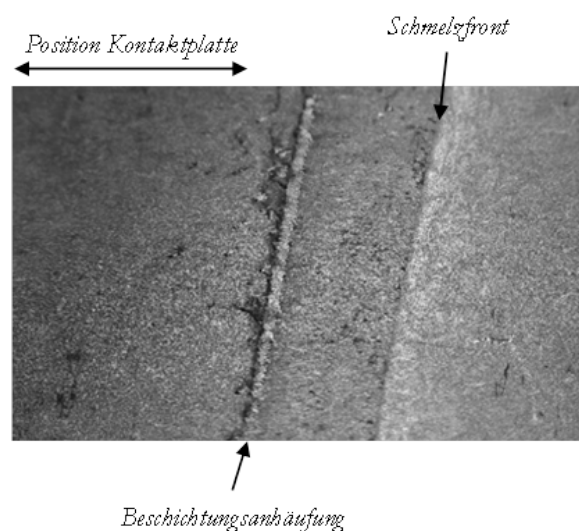


Abbildung 56: Beschichtungsentwicklung und -anhäufung bei Kontaktplattenerwärmung mit einer Plattentemperatur von 850 °C und einer Blechdicke von 1.5 mm .

Die Verschiebung wird mittels Konfokalmikroskopie und metallographischen Schliffen quantifiziert. Hierbei zeigt sich, dass die Strömung analog zur direkten Widerstandserwärmung mit dem

Temperaturgradient und der Beschichtungsdicke korreliert. Abbildung 57 zeigt die Schichtdickenentwicklung an exemplarischen Querschliffen einer 0.8 mm Platine bei Kontakterwärmung mit einer Plattentemperatur von 850 °C. Wie in der Blechaufsicht erkenntlich, verschiebt sich die Flüssigphase von plattennahen zu –fernen Bereichen, was in den Aufnahmen deutlich zu erkennen ist. Der Wärmeeinfluss an der Erwärmungskante ist auch durch ein Anwachsen der intermetallischen Phase ersichtlich.



Abbildung 57: Querschliffe durch Blechbereiche entlang des Erwärmungsgradienten bei der Kontaktplattenerwärmung einer Stahlplatine mit Blechstärke 0.8 mm und AS150 Beschichtung.

AS80 beschichtete Proben werden exemplarisch ebenfalls erwärmt, wobei keine signifikante Verschiebung festzustellen ist. Die Vermutung liegt nahe, dass ein kritischer Schwellwert des Temperaturgradienten zur Strömungsinitiierung über die Kontaktplattenerwärmung bei AS80 nicht überschritten wird. Da die Kontaktplattenerwärmung nicht den Schwerpunkt der vorliegenden Arbeit bildet und vom Grundsatz her nur bedingt geeignet für eine Erwärmung flüssigphasenbildender Schichten ist, wird auf diese Erwärmungsmethode nicht tiefer im Detail eingegangen. Sie dient vornehmlich als Vehikel zur Verifikation eines thermokapillaren Einflusses auf die Schmelzenströmung. Eine vollständige Validierung der jeweiligen Einflussgrößen würde auch den umgekehrten Fall einer Erwärmung in Abwesenheit von Temperaturgradienten unter Aufprägung starker Gradienten der magnetischen Feldstärke erfordern. Da diese komplexen Randbedingungen durch keinen bekannten Versuchsaufbau gegeben sind, soll die Grundidee in dieser Arbeit zwar Erwähnung finden, ein experimenteller Nachweis ist jedoch nicht möglich. Erschwerend kommt hinzu, dass zwischen dem Stahlsubstrat und der Aluminiumbeschichtung ein kontinuierlicher Diffusionsprozess abläuft, weshalb für Versuchszwecke kein Aluminiumbad oder ähnliches, anstelle einer Blechprobe verwendet werden kann. Als Fazit aus den Untersuchungen kann gezogen werden, dass rein thermische Effekte zu einer Fluidphasenbewegung führen, die in Bezug auf Erscheinung und Wirkung der Strömung bei direkter Widerstandserwärmung ähnelt.

4.2 Numerische Betrachtung und Abschätzung der wirkenden Kräfte

Die Fragestellung ist, welche physikalischen Effekte für die Bewegung der Fluidschicht verantwortlich sind und welche der möglichen physikalischen Effekte dominieren. Generell wirken auf die flüssige Beschichtung folgende Kräfte, die im Verlauf der experimentellen Untersuchung bereits aufgegriffen und teilweise diskutiert werden:

Die Gravitationskraft als Volumenkraft hat insbesondere auf die Flüssigkeit auf der Blechunterseite eine destabilisierende Wirkung. Da die Beschichtungsdicke im vorliegenden Anwendungsfall mit 20-30 μm relativ dünn ist, wird kein großer Einfluss der Gravitationskraft erwartet. Des Weiteren müsste bei einer Dominanz der Gravitationskraft ein signifikanter Unterschied der Verschiebung auf der Oberseite zur Blechunterseite ersichtlich sein.

Die Marangonikraft ist eine von der Temperaturabhängigkeit der Oberflächenspannung abhängige Grenzflächenkraft, die an der freien Oberfläche der flüssigen AlSi-Beschichtung wirkt. Bei Metallen ist die Änderung der Oberflächenspannung mit der Temperatur zumeist eine monoton fallende Funktion, sodass es die flüssige Phase entlang des Temperaturgradienten in Richtung kälterer Gebiete zieht. Bezüglich der Wirkrichtung und dem optischen experimentell ermittelten Effekt stellt die Marangonikraft eine potentielle Haupttriebskraftgröße für die Beschichtungsverschiebung dar.

Magnethydrodynamische Kräfte (Lorentzkraft) stellen die dritte Kraft dar, die bei der induktiven Erwärmung auf das Werkstoffsystem einwirken. Bei der induktiven Erwärmung entsteht um den stromdurchflossenden Induktor ein zeitlich variierendes Magnetfeld. Dieses wiederum induziert ein elektrisches Feld und wirkt als drückende Kraft auf das Volumen der flüssigen Beschichtung.

Um eine Abschätzung der Kraftwirkung und absoluten Größenordnung machen zu können werden die Kräfte im Folgenden einzeln numerisch betrachtet und in eine dimensionslose Form übertragen um vergleichbar zu sein.

4.2.1 Numerische Darstellung der Flüssigphasenverschiebung

Um den Einfluss der elektromagnetischen sowie der Marangonikraft zu ermitteln wird innerhalb der AlSi-Beschichtung ein Kräftegleichgewicht angenommen (Abbildung 58). Bezüglich der resultierenden Wirkung auf die flüssige Beschichtung liegen die beiden Kräfte eng beieinander, was die Art der Wirkung angeht gibt es jedoch signifikante Unterschiede. In Bereichen in denen das höchste magnetische Feld induziert wird und dementsprechend die größten Ströme fließen, entsteht aufgrund ohmscher Verluste auch am meisten Wärme im Material. Die Verläufe der magnetischen Feldstärke als auch der Temperatur weisen daher einen ähnlichen Verlauf auf. Diese phänomenologische Übereinstimmung der jeweiligen kraftbestimmenden Größen macht eine experimentelle Ermittlung des dominierenden Kraftanteils äußerst komplex.

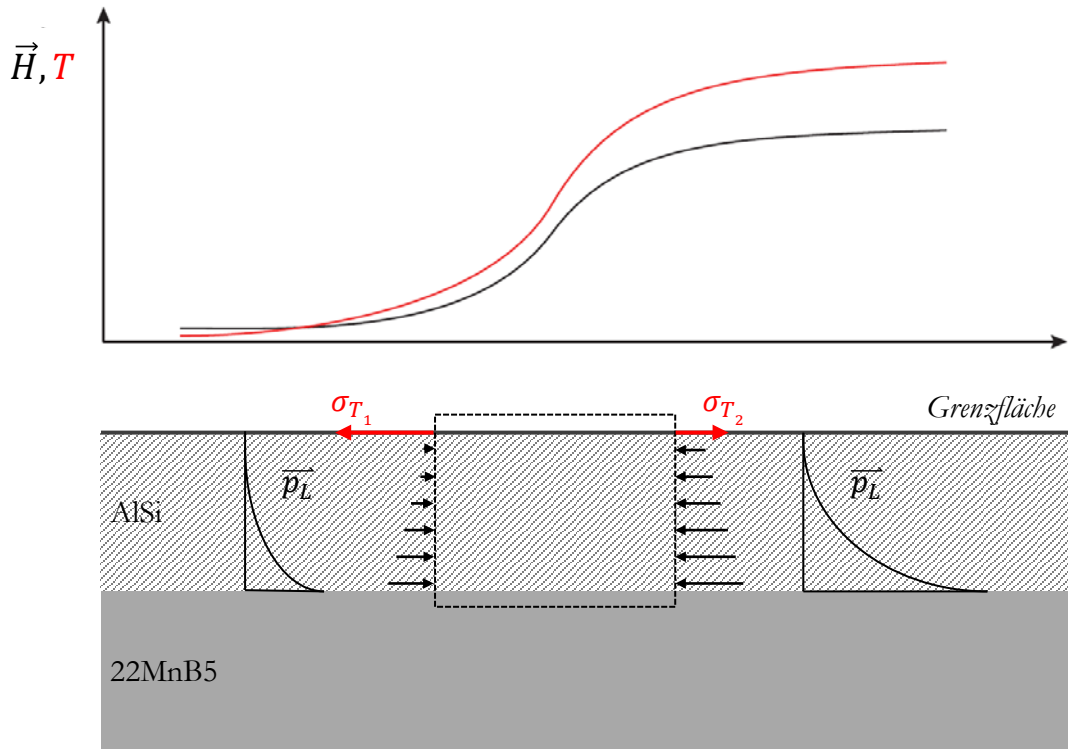


Abbildung 58: 2D-Modell Darstellung des vorliegenden Systems mit Indizierung der wirkenden Kräfte sowie der durch die Erwärmung hervorgerufenen Gradienten in der Temperatur und der magnetischen Feldstärke.

Die Marangonikraft wirkt primär an der Grenzfläche zwischen Flüssigkeit und Gas, wohingegen die Lorentzkraft auf das gesamte Volumen des Flüssigfilms wirkt. Des Weiteren wirkt die Oberflächenspannungskraft in tangentialer Richtung auf der Grenzfläche und die Orientierung der elektromagnetischen Lorentzkraft steht senkrecht dazu. Vom Grundprinzip her weist die elektromagnetische Kraft einen hohen Grad an Übereinstimmung mit der Gravitationskraft auf ergänzt durch eine räumlich-variiierende „elektromagnetische Beschleunigung“. Die Flüssigphasenbewegung kann allgemein durch die Navier-Stokes-Gleichung beschrieben und in Abhängigkeit der korrespondierenden Kräfte dargestellt werden:

$$\rho \left[\frac{\partial \mathbf{V}}{\partial t} + (\mathbf{V} \cdot \nabla) \mathbf{V} \right] = -\nabla p + \eta \Delta \mathbf{v} + \mathbf{f}_{el} + \mathbf{f}_{\sigma} + \mathbf{f}_g \quad (26)$$

Diese Gleichung enthält sämtliche auf die flüssige Beschichtung wirkenden Kräfte wie den Druck, Viskositätsinflüsse, elektromagnetische Kräfte, Oberflächenspannung und Gravitation. Die Navier-Stokes-Gleichung setzt die zeitlichen und örtlichen Veränderungen der Strömungsgeschwindigkeit mit den Scher- und Normalspannungen sowie den Volumenkräften in Relation [89]. An der Grenzfläche (flüssig/gas) wird eine kinematische Randbedingung angenommen. Hierbei hängen Veränderungen in der Oberflächengeometrie über geometrische Zusammenhänge mit expliziten Eingangsgrößen (z.B. Massenzuwachs) und Ausgangsgrößen (z.B. Massenverlust) zusammen. Die kinematische Randbedingung koppelt die zeitliche Änderung der Position der freien Oberfläche (Filmdicke, $h(x,z,t)$) mit der senkrechten Komponente der Geschwindigkeit an der freien Oberfläche:

$$v = \partial_t h + v \cdot \nabla h \quad (27)$$

4.2.2 Magnethydrodynamische Kräfte

Um elektromagnetische Prozesse bei der Induktionserwärmung zu beschreiben stellen die Maxwellschen Gleichungen die Basis dar:

$$\nabla \cdot D = \rho \quad (28)$$

darlegend, dass die Änderung der elektrischen Flussdichte, D , von der Ladungsdichte ρ abhängig ist.

$$\nabla \cdot B = 0 \quad (29)$$

beschreibt, dass das magnetische Feld, B , ein konservatives Feld frei von Divergenz darstellt.

$$\nabla \times H = J + \frac{\partial D}{\partial t} \quad (30)$$

darlegend, dass bewegte elektrische Ladungen in Form einer Ladungsdichte J und eine zeitlich veränderliche elektrische Flussdichte D (bzw. ein zeitlich veränderliches elektrisches Feld $E = D/\epsilon$) ein magnetisches Feld generieren. Die Rotation des Magnetfelds indiziert, dass die zeitlich veränderliche elektrische Flussdichte orthogonal zum erzeugten magnetischen Feld orientiert ist.

$$\nabla \times E = -\frac{\partial B}{\partial t} \quad (31)$$

darlegend, dass ein sich zeitlich veränderliches magnetisches Feld wiederum ein elektrisches Feld E induziert. Die entscheidenden Materialeigenschaften für elektromagnetische Kraftzusammenhänge stellen die elektrische Permittivität ϵ und die magnetische Permeabilität μ dar. Unter der Annahme, dass der Induktorstrom sowie die Größen H , E und B sinusförmig sind und in komplexer Form ausgedrückt werden können, ist es möglich die Maxwellschen Gleichungen unter Gesetzen der Vektoranalyse zu transformieren:

$$\nabla^2 H = j \frac{\omega \mu}{\rho} H \quad (32)$$

Die Richtung des elektrischen Feldes resultiert aus:

$$E = \rho \nabla \times H \quad (33)$$

wobei

$$\nabla \times H = u_x \left(\frac{\partial H_z}{\partial y} - \frac{\partial H_y}{\partial z} \right) + u_y \left(\frac{\partial H_x}{\partial z} - \frac{\partial H_z}{\partial x} \right) + u_z \left(\frac{\partial H_y}{\partial x} - \frac{\partial H_x}{\partial y} \right) \quad (34)$$

Hierbei stellt u_i den Einheits- und Richtungsvektor des Feldes dar.

Die Eindringtiefe des magnetischen Feldes ist definiert durch:

$$\delta = 503 \sqrt{\frac{\rho}{\mu_r f}} \quad (35)$$

Demnach stellen der elektrische Widerstand ρ , die magnetischen Permeabilität μ_r und die Frequenz des elektromagnetischen Feldes f die entscheidenden Einflussgrößen auf die Eindringtiefe dar. Im Falle von 22MnB5 nimmt die Eindringtiefe Werte zwischen 0.1 mm und 1.1 mm an (primär abhängig von der Permeabilität und damit von der Temperatur). Die Eindringtiefe der AlSi-Beschichtung variiert zwischen 0.2 mm bei RT und 0.46 mm bei 1000 °C. Am Schmelzpunkt nimmt sie einen Wert von 0.377 mm an und kann was die Schichtdicke angeht nach [39] für die Eindringtiefe ins Grundmaterial vernachlässigt werden. Diese Annahme ist legitim, da das Verhältnis von Beschichtungsdicke zu Eindringtiefe unterhalb von 0.05 liegt.

Um die Bedingungen bei der induktiven Erwärmung auf den vorliegenden Fall zu abstrahieren wird das in Abbildung 59 dargestellte Modell betrachtet und die entsprechenden elektromagnetischen Wirkungsgrößen numerisch dargestellt. Hierbei wird unter anderem auf Basis der Monographie „Induction and direct resistance heating“ gearbeitet [131].

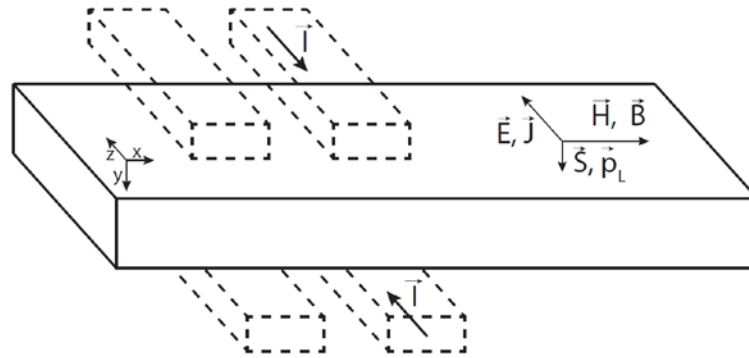


Abbildung 59: Abstrahiertes Modell zur Herleitung der Grundgleichungen für die auf die Beschichtung resultierenden Lorentzkraft während einer induktiven Erwärmung.

In der Konfiguration sind die Induktorwindungen in einem kartesischen Koordinatensystem in z-Richtung orientiert und das Blech wird als Volumenkörper (Dicke in y-Richtung) in x-Richtung durch den Längsfeldinduktor geführt. Im vorliegenden Anwendungsfall sind die Vektoranteile der magnetischen Feldstärke H_z und H_y gleich null und H_x variiert über die Eindringtiefe nur in Blechdickenrichtung (z). Daher kann die Richtung und die Größe des elektrischen Feldes im Werkstück durch folgende Gleichung (siehe Gleichung 2.5 in [131]) ausgedrückt werden:

$$E_z = \rho \nabla \times H = -u_z \rho \frac{\partial H_x}{\partial z} \quad (36)$$

Die magnetische und elektrische Feldintensitäten, H_m und E_m , können in Abhängigkeit der Eindringtiefe δ und der Koordinate in y-Richtung mit folgenden Gleichungen ermittelt werden (siehe Gleichung 2.15 in [131]):

$$H_m = H_{em} \cdot e^{\left(\frac{-y}{\delta}\right)} \quad (37)$$

$$E_m = H_{em} \frac{\sqrt{2}}{\delta} \rho \cdot e^{\left(\frac{-y}{\delta}\right)} \quad (38)$$

hierbei stellt H_{em} die magnetische Feldstärke an der Oberfläche des Werkstücks dar. An dieser Darstellung ist wiederum ersichtlich, dass die Eindringtiefe einen großen Einfluss auf die Verteilung der elektrischen und magnetischen Feldintensität hat, die demnach signifikant von der Temperatur und der Frequenz abhängt. Die elektrische Stromdichte J , die durch das elektromagnetisch generierte elektrische Feld im Werkstück induziert wird, kann mit $J = E/\rho$ wie folgt ausgedrückt werden:

$$J_m = H_{em} \frac{\sqrt{2}}{\delta} \cdot e^{\left(\frac{-y}{\delta}\right)} \quad (39)$$

Folglich gilt für die elektrische Leistung pro Einheitsfläche in einer spezifischen Tiefe y :

$$p = q = H_{em}^2 \frac{\rho}{2\delta} \cdot e^{\left(\frac{-2y}{\delta}\right)} \quad (40)$$

Elektromagnetische Lorentzkraft f_{el}

Die Lorentzkraft beschreibt allgemein die Kraft, die eine bewegte Ladung in einem elektrischen oder magnetischen Feld erfährt. Im vorliegenden Anwendungsfall kann demnach die elektromagnetische Kraft auf die flüssige Aluminium-Silizium-Beschichtung (und die entsprechenden Ladungsträger) durch Anwendung der Lorentzkraft-Gleichung ermittelt werden:

$$f_{el} = \rho E + (J \times B) \quad (41)$$

Im Fall der induktiven Erwärmung liegt ein zeitlich oszillierendes Feld vor. Daher ist die vektorielle Richtung der Kraft in ρE ebenfalls oszillierend und trägt nicht zu einem absoluten Verschiebungseffekt der Flüssigphase bei. Unter Anwendung der Zusammenhänge $J = E/\rho$ und $B = \mu_0 \mu_r H$ ergibt sich für die elektromagnetische Lorentzkraft folgender Ausdruck:

$$f_{el} = \frac{\mu_0 \mu_r}{\rho} E \times H \quad (42)$$

Bei der induktiven Blecherwärmung nach Abbildung 59 ist die Stromdichte in z-Richtung sowie die induzierte Magnetfeldstärke in x-Richtung relevant. Diese können nach [131] wie folgt numerisch ermittelt werden:

$$J_z = \sqrt{2} J_z e^{j(\omega t + \phi_J)} \vec{u}_z \quad (43)$$

und

$$B_x = \sqrt{2} H_x e^{j(\omega t + \phi_H)} \vec{u}_x \quad (44)$$

Die Lorentzkraft wirkt gemäß der rechten Hand Regel im vorliegenden Modellfall in y-Richtung in Form einer Druckkraft auf die Beschichtung. Die Größe der Lorentzkraft kann mit Gleichung 45 numerisch ermittelt werden:

$$f_{el} = [\mu_0 J_z H_x \cos(\phi_H - \phi_J) + \mu_0 J_z H_x \cos(2\omega t + \phi_H - \phi_J)] \vec{u}_y \quad (45)$$

Da die Zeitskala der Fluidbewegung im Vergleich zur Oszillationsfrequenz des elektrischen Feldes (z.B. 240 kHz) um Größenordnungen höher ist, kann der zweite Additionsterm aus Gleichung 45 vernachlässigt werden. Unter Anwendung der Formulierungen für die lokalen Größen der Stromdichte und des Magnetfeldes (Gleichung 37 und 39) kann für die Lorentzkraft folgender Ausdruck in Abhängigkeit der Eindringtiefe δ generiert werden:

$$f_{el,m} = \mu_0 H_{em} \frac{\sqrt{2}}{\delta} e^{\left(\frac{-y}{\delta}\right)} H_{em} e^{\left(\frac{-y}{\delta}\right)} \vec{u}_y \quad (46)$$

Und damit

$$f_{el,m} = \mu_0 H_{em}^2 \frac{\sqrt{2}}{\delta} e^{\left(\frac{-2y}{\delta}\right)} \vec{u}_y \quad (47)$$

Um den Druck der durch volumetrische Lorentzkräfte hervorgerufen wird zu ermitteln wird die die Kraft von der Schichtoberfläche bis zu einer Position y unbestimmt integriert:

$$p_{el,m} = \int f_{el,m} = \mu_0 H_{em}^2 \frac{\sqrt{2}}{2} e^{\left(\frac{-2y}{\delta}\right)} \quad (48)$$

Um einen Ausdruck für die resultierende Druckkraft zu generieren wird ein zweites Mal über die Schichtdicke integriert:

$$\begin{aligned} F_{el,m} &= \int_0^{\delta_{coating}} p_{el,m} = \mu_0 H_{em}^2 \frac{\sqrt{2}\delta}{4} e^{\left(\frac{-2y}{\delta}\right)} \Big|_0^{\delta_{coating}} \\ &= \mu_0 H_{em}^2 \frac{\sqrt{2}\delta}{4} \left[1 - e^{\left(-2\frac{\delta_{coating}}{\delta}\right)} \right] \end{aligned} \quad (49)$$

Die Kraft hat die Einheit Newton pro Meter um der nicht spezifizierten Ausbildung des quer gerichteten Schmelzenflusses Rechnung zu tragen. Für eine absolute Verschiebung der Flüssigphase ist der Gradient des Druckes bzw. der Kraft ausschlaggebend:

$$\frac{\partial F_{el,m}}{\partial x} = \frac{\sqrt{2}}{4} \delta \mu_0 \left[1 - e^{\left(-2\frac{\delta_{coating}}{\delta}\right)} \right] \frac{\partial H_{em}^2}{\partial x} \quad (50)$$

Wohingegen die Einflüsse der Marangoni- sowie der Gravitationskräfte über experimentelle Untersuchungen bzw. Literaturwerte ermittelt werden können, ist die Bestimmung der magnetischen Feldstärke innerhalb eines Längsfeldinduktors messtechnisch nur schwer umsetzbar. Aus diesem Grund wird eine Simulation der statischen Erwärmung eines Bleches analog zum vorliegenden Anwendungsfall in einem Gemeinschaftsprojekt mit dem Institut für Elektroprozessentechnik (ETP) in Hannover aufgebaut und adaptiert. Hierbei wird eine gekoppelte elektromagnetische und thermische Simulation auf Basis des ANSYS Multiphysics Paketes erstellt und mit experimentellen Daten der induktiven Erwärmung

abgeglichen. Als Modell wird auf eine planare 2D-Geometrie mit sechs Induktorwindungen ohne Zuleitungen, sowie das Blech bestehend aus AlSi-beschichtetem 22MnB5 umgeben von einer Airbox zurückgegriffen (vgl. Abbildung 60).

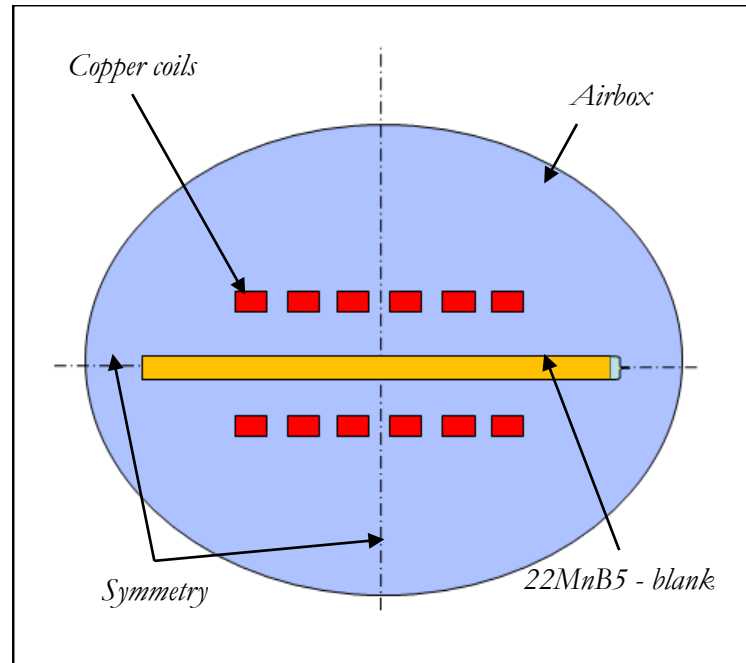


Abbildung 60: 2D-Ersatzmodell für eine gekoppelte elektromagnetische und thermische Simulation.

Die Eingabegrößen Stromstärke, Spannung und Frequenz werden experimentell mit einer parallelen Messung mit einem Rogowskigürtel sowie einem Oszilloskop im Realversuch ermittelt. Dies ist notwendig, da der am Generator angezeigte Strom sowie die Spannung nicht den effektiv am Induktor anliegenden Größen sondern vielmehr den Anschlussgrößen entsprechen. Als Eingangsgrößen für die Simulation werden die gemessene Stromstärke und die Frequenz verwendet. Eine Validierung des Modells wird mittels der simulativ ermittelten Spannung und der Temperatur durchgeführt. Abbildung 61 zeigt, dass die Eingabegrößen des Stroms und der Frequenz identisch mit den experimentell ermittelten Werten verlaufen sowie die Kurven der simulierten und der gemessenen Temperatur mit einer maximalen Differenz von 6 % bzw. 10 K abweichen. Die simulierte Spannung liegt im Mittelwert um 16 % unterhalb der experimentell ermittelten Spannung. Der Grund hierfür liegt in der vereinfachten Induktorgeometrie. Da die Zu- und Ableitungen des Induktors bewusst vernachlässigt werden, liegt die simulierte Induktivität des 6-windigen Induktors unterhalb der realen Induktivität und reduziert damit die ermittelte Spannung. Die Induktivität der Zu und Ableitungen entsprechen damit ungefähr einer Induktorwindung. Dies kann bei weiteren Simulationen als Kompensation einfließen.

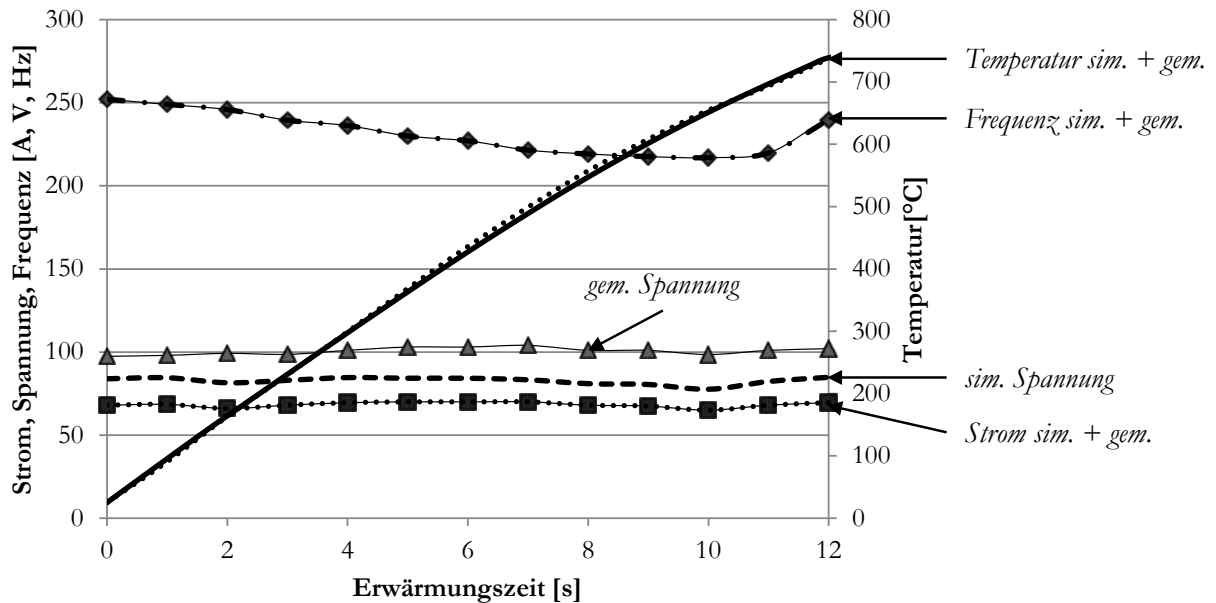


Abbildung 61: Vergleich der simulierten (*sim.*) sowie gemessenen (*gem.*) elektrischen und thermischen Kenngrößen zur Validierung der Simulation.

Der Abgleich zeigt, dass die numerischen Ergebnisse eine valide Abbildung des Induktionsprozesses zeigen und die Simulation in Folge für die Bestimmung der magnetischen Feldstärke sowie der darauf basierenden Lorentzkraft angewendet werden kann. Nach Gleichung 50 ist der Gradient der Lorentzkraft abhängig von der örtlichen Ableitung der quadrierten magnetischen Feldstärke. Daher wird diese Größe bei der induktiven Erwärmung in Abbildung 62 neben der absoluten magnetischen Feldstärke über die Blechlänge dargestellt. Aufgrund deckungsgleicher elektrothermischer Effekte weisen die Blechtemperatur, sowie deren örtliche Ableitung, einen signifikant vergleichbaren Verlauf auf. Der Grund hierfür liegt darin, dass in den Bereichen an denen die magnetische Feldstärke maximal ist, auch die größten Wirbelströme induziert werden, die wiederum über Joulesche Wärme die höchste Temperatur bedingen.

Es zeigt sich ein maximaler Gradient der quadratischen magnetischen Feldstärke mit $2 \cdot 10^9 \text{ A}^2/\text{m}^3$ beidseitig an den Rändern des Induktors, da die magnetische Feldstärke im Innern vergleichsweise homogen ist (vgl. Abbildung 62). Lediglich die Bereiche direkt unterhalb der Induktorwindungen weisen lokal erhöhte magnetische Feldstärken auf, die subsequent in höheren magnethydrodynamischen Drücken an diesen Positionen resultieren. Das absolute Maximum der magnetischen Feldstärke liegt mit $\sim 6000 \text{ A/m}$ erwartungsgemäß in der Mitte des Induktors, was einhergeht mit den experimentellen Untersuchung der horizontalen Erwärmungshomogenität. Da die Kraftwirkung auf die flüssige Beschichtung primär vom Gradienten der magnetischen Feldstärke abhängt, ist an den Rändern eine zunehmende Kraftwirkung durch die Lorentzkraft im Vergleich zu zentralen Bereichen zu erwarten.

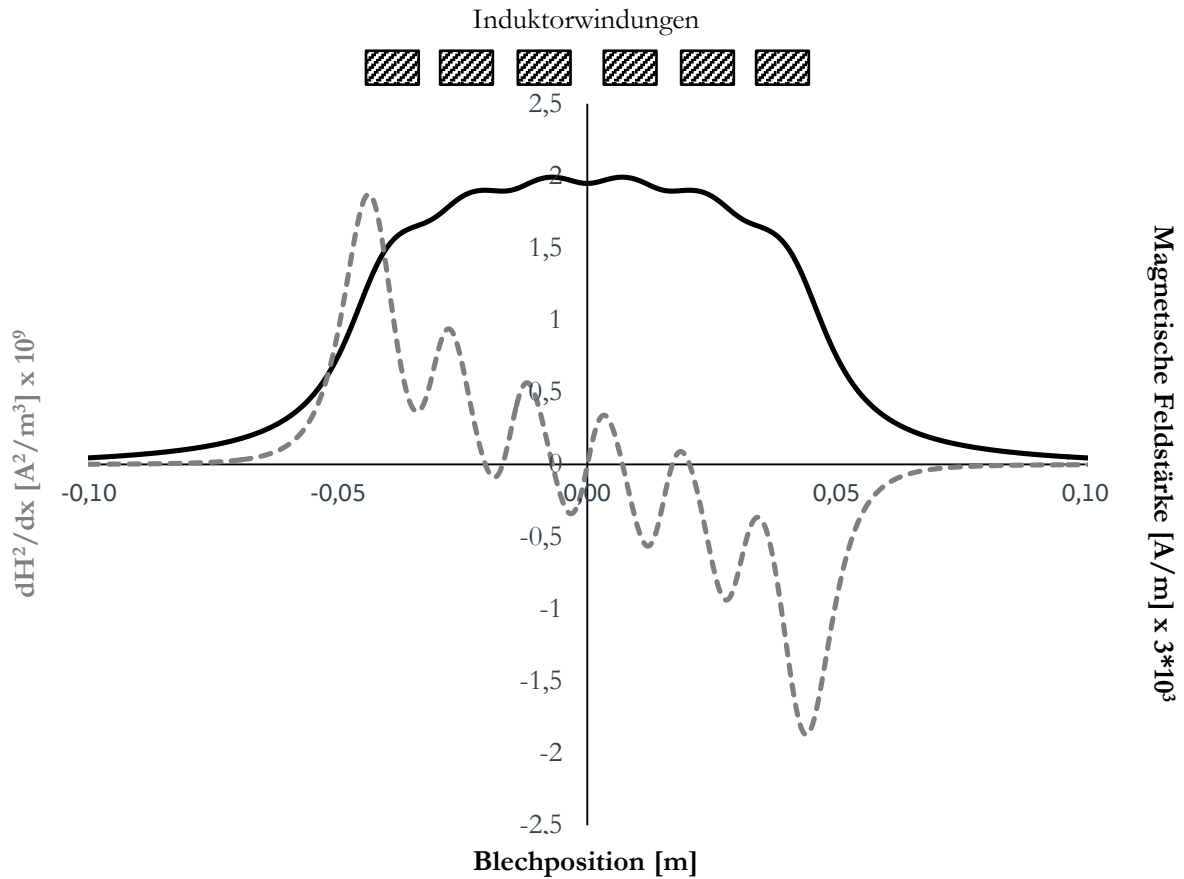


Abbildung 62: Simulierte Magnetfeldstärke innerhalb eines 6-windigen Induktors mit Indizierung der Windungen und Darstellung des Gradienten der quadratischen Magnetfeldstärke als Kennziffer für die Höhe der Lorentzkräfte.

4.2.3 Marangonikräfte

Für den vorliegenden Modellfall wird die Marangonispannung gemäß Abbildung 58 als resultierende Kraft auf einer planaren Oberfläche angenommen. Der dem System durch die induktive Erwärmung aufgeprägte Temperaturgradient an der Schmelzgrenze führt zu einer Triebkraft basierend auf einer örtlichen Differenz in der Oberflächenspannung in unmittelbarer Nähe. Diese geringe örtliche Dimension, gleichzusetzen mit einem hohen räumlichen Gradienten, fördert in Zusammenhang mit der geringen Schichtdicke im Modellfall insbesondere oberflächensensitive Effekte im Gegensatz zu über das Volumen skalierende Körperkräften (vgl. Lorentzkraft). Die resultierende Kraftwirkung kann in Abhängigkeit der Oberflächenspannung $\sigma(T)$ und der räumlichen Ableitung der Temperatur über die entsprechenden Marangonispannungen:

$$F_{\sigma}(T_1) = \sigma(T_1) \quad (51)$$

$$F_{\sigma}(T_2) = \sigma(T_2) \quad (52)$$

wie folgt definiert werden:

$$\frac{\partial F_{\sigma}}{\partial x} = \sigma_T \frac{\partial T}{\partial x} \quad (53)$$

Die Temperaturabhängigkeit der Oberflächenspannung ist in Abbildung 65 dargestellt und wird in diesem Kontext als temperaturabhängiger Inputparameter für eine Simulation oberflächenspannungssensitiver Kraftwirkungen verwendet. Es zeigt sich eine linear und monoton fallende Abhängigkeit der Oberflächenspannung mit der Temperatur mit einer Steigung von $-3 \cdot 10^{-4}$ N/mK. Der Temperaturgradient wird in einer vereinfachten Näherung aus der horizontalen Homogenitätsmessung aus Abbildung 23 entnommen und mit 75-100 K/cm für eine erste Kalkulation angenommen. Geht man davon aus, dass 700-730°C warme Schmelze unmittelbar an die sukzessive bei 580°C aufschmelzende Schmelzfront angrenzt, können lokale Temperaturgradienten deutlich höher liegen.

4.2.4 Gravitationskraft

Die Gravitationskraft kann in Abhängigkeit der Dichte und der Gewichtskraft wie folgt ausgedrückt werden:

$$f_g = \rho g \quad (54)$$

Woraus auf Basis der Höhendifferenz folgender Ausdruck für den Druck resultiert.

$$p_g(y) = (h - y) \quad (55)$$

Da die Gravitationskraft auf die AlSi-Oberfläche eine Volumen- bzw. Körperkraft darstellt, kann die Kraftwirkung mittels Integration über die Beschichtungsstärke ermittelt werden.

$$F_g = \frac{1}{2} \rho g h^2 \quad (56)$$

Für einen potentiellen gravitationsbasierenden Effekt auf die Beschichtung ist analog zur Lorentz- und der Marangonikraft der räumliche Gradient relevant.

$$\frac{\partial F_g}{\partial x} = \frac{1}{2} \rho g h^2 \Big/ \partial x \quad (57)$$

Die Gravitationskraft weist eine stabilisierende Wirkung auf der Blechoberseite und eine potentiell destabilisierende Wirkung auf der Unterseite auf. Ein signifikanter Unterschied der Beschichtungsverschiebung zwischen den verschiedenen Blechseiten ist in experimentellen Untersuchungen nicht ersichtlich. Bereits aus dieser Beobachtung kann grundsätzlich geschlossen werden, dass die Gravitationskraft als Haupttriebkraft nicht in Frage kommt.

4.2.5 Diskussion und dimensionslose Kraftabschätzung

Zur Identifikation der primären Triebkraft für die beobachtete Flüssigphasenverschiebung werden sowohl die Gravitations- als auch die Lorentzkraft als Körperkräfte mit der Marangonikraft ins Verhältnis gesetzt.

Marangoni- im Verhältnis zur Gravitationskraft

Aus der Gegenüberstellung der Kräfte ergibt sich folgender Ausdruck:

$$\frac{\partial F_g}{\partial x} / \frac{\partial F_\sigma}{\partial x} = \frac{1}{2} \frac{\rho g}{\sigma_T} \cdot \frac{\partial h^2}{\partial x} / \frac{\partial T}{\partial x} \quad (58)$$

Mit einer Dichte von $\sim 2400 \text{ kg/m}^3$ ergibt sich ein vom Werkstoffsystem abhängiger Koeffizient von $3.9 \cdot 10^7 \text{ K/m}^2$. Die Kapillarlänge für Aluminium kann mit

$$\lambda_c = \sqrt{\sigma/(\rho g)} \quad (59)$$

und einer Oberflächenspannung von Aluminium von 0.8 N/m auf 0.006 m ermittelt werden. Unter der Annahme, dass die Schichtdicke innerhalb der Kapillarlängeneinheit zwischen 0 und $30 \text{ }\mu\text{m}$ variiert wird ein Gradient von $\frac{\partial h^2}{\partial x} = 1.5 \cdot 10^{-7} \text{ m}$ bestimmt. Bei Temperaturgradienten von $75\text{-}100 \text{ K/cm}$, ergibt sich damit eine um den Faktor $1300 - 1700$ höhere Triebkraft durch Marangonikräfte. Eine Erhöhung der Schicht- bzw. Filmdicke würde das Verhältnis in Richtung der Gravitationskraft verschieben und käme allenfalls bei der Bildung großer Anhäufungen zu tragen, die tropfenförmig am Blech hängen.

Marangoni- im Verhältnis zur Lorentzkraft

Bei dieser Gegenüberstellung wird analog zu vorherigem Beispiel vorgegangen und der Quotient in material- und prozessspezifische Anteile zerlegt:

$$\frac{\partial F_{elm}}{\partial x} / \frac{\partial F_\sigma}{\partial x} = \frac{\sqrt{2}}{4} \frac{\delta \mu_0}{\sigma_T} \left[1 - \exp\left(-2 \frac{\delta_{coating}}{\delta}\right) \right] \cdot \frac{\partial H_{em}^2}{\partial x} / \frac{\partial T}{\partial x} \quad (60)$$

mit einer Eindringtiefe von 0.207 mm , einer Beschichtungsdicke $\delta_{coating}$ von $30 \text{ }\mu\text{m}$ und einer magnetischen Permeabilität von $\mu_r = 1$ ergibt sich ein werkstoffspezifischer Koeffizient von $7.7 \times 10^{-8} \text{ m}^2\text{K/A}^2$. Die magnetische Permeabilität stellt eine entscheidende Einflussgröße auf das Verhältnis dar. Aufgrund des paramagnetischen Charakters von Aluminium nimmt die magnetische Permeabilität, insbesondere bei erhöhten Temperaturen einen Wert von ~ 1 an. Da die magnetische Permeabilität über die Beschichtungsphase annähernd konstant ist, spielen Krafteinflüsse die auf der Variation der magnetischen Permeabilität über die Oberfläche bei der Erwärmung basieren im vorliegenden Modellfall keine Rolle.

Beim Kräftevergleich muss zwischen zwei verschiedenen Bereichen differenziert werden. Der Gradient der magnetischen Feldstärke weist wie in der Simulation gezeigt an den Rändern des Induktors ein Maximum auf, das die größte Kraftwirkung auf die Beschichtung in diesem Bereichen induziert. Unabhängig davon liegt an der Schmelzfront in der Regel ein Temperaturgradient zwischen Flüssigphasen- und Schmelztemperatur vor. Das führt dazu, dass insbesondere in den zentralen Induktorbereichen das Verhältnis eher in Richtung der Marangonikraft tendiert. Betrachtet man den Maximalwert der Ableitung der quadratischen magnetischen Feldstärke von $1.91 \times 10^9 \text{ A}^2/\text{m}^3$ sowie einen

Temperaturgradienten von 100 K/cm, resultiert eine um den Faktor 68 höhere Marangonikraft an dieser Position. In alle anderen Bereichen liegt der Faktor signifikant höher.

Aus den Ergebnissen kann das Fazit gezogen werden, dass es sich bei der Kraftwirkung zur Flüssigphasenverschiebung einer Aluminium-Silizium-Beschichtung auf einer Stahloberfläche bei induktiver Schnellerwärmung um einen gekoppelten Effekt aus Marangoni- und Lorentzkraften handelt. Insbesondere auf Grund der geringen Schichtdicke im Anwendungsfall liegt das Verhältnis deutlich auf Seiten der oberflächensensitiven Marangonikraft. Dies geht einher mit dem Stand der Technik, der eine Dominanz von Volumenkräften erst bei verhältnismäßig dicken Beschichtungen aufzeigt.

Aufbauend auf diesem Gedankengang, können die Triebkräfte in einem kontinuierlichen Durchlaufprozess konzeptionell nicht beseitigt werden, da in Bereichen außerhalb des Induktors zwangsläufig die magnetische Feldstärke absinkt und eine Schnellerwärmung stets hohe Temperaturgradienten bedingt. Wenn sich jedoch der Erwärmungsbereich gesamtheitlich innerhalb des homogenen Induktorbereiches befindet und die Erwärmung im Batch durchgeführt wird, wären zumindest die Lorentzkraften deutlich reduziert. Da keine Wärmesenke in eine Blechrichtung existiert wird die komplette Platine relativ homogen auf Temperatur gebracht und dadurch ebenfalls die Marangonikraft signifikant verringert. Auf Basis der Untersuchungen kann daher gesagt werden, dass mit dem aktuellen Werkstoffsystem aus 22MnB5 mit einer AS-Beschichtung im kontinuierlichen Durchlaufprozess nach Vibrans et al. [27] keine Vermeidung der Flüssigphasenverschiebung realisierbar ist. Ein teilweise diskontinuierlicher Prozess mit – an die Platinengeometrie angepasster Windungsanordnung – wäre ein Ansatz mit deutlich reduzierten Triebkräften, die nur auf dem Grad der Feld- sowie Temperaturhomogenität im Induktorinneren und demnach auf der Differenz zwischen den Windungen und den jeweiligen Zwischenräumen beruht. Auch kann eine hochfrequente Bewegung der Induktoren in Relation zur Platine helfen, Temperaturunterschiede lokal auszugleichen.

4.3 Simulation mit dem Volume of Fluid (VOF) Ansatz

Um das Beschichtungsverhalten bei einem aufgeprägten Temperaturgradienten besser beschreiben zu können wird eine CFD Simulation mit dem kommerziellen Software-Paket „ANSYS Fluent“ aufgebaut. Im Fall von oberflächenspannungsgetriebenen Effekten wie der Marangonikraft, muss ein Simulationsansatz gewählt werden, der insbesondere an Grenzflächen oder freien Oberflächen fein auflösen kann um Krümmungen bzw. Radien, die aufgrund von Druckgradienten die Triebkraft einer Flüssigphasenströmung darstellen, korrekt abzubilden. Da es sich bei der Gasphase und der flüssigen Aluminium-Silizium-Phase um zwei klar voneinander unterscheidbare Fluide handelt kann das Volume of Fluid Modell bei dieser Applikation zur Anwendung kommen und bietet mit dem „GeoReconstruct“-Schema, das auf dem Piecewise-Linear Interface Calculation-Modell (PLIC) nach Hirt und Nichols [127] basiert, eine gute Möglichkeit die Grenzfläche in ausreichender Genauigkeit abzubilden. Hierbei wird die

Grenzfläche explizit auf Basis der Volumenanteile in einer Zelle und dessen Gradienten rekonstruiert (vgl. Abbildung 63).

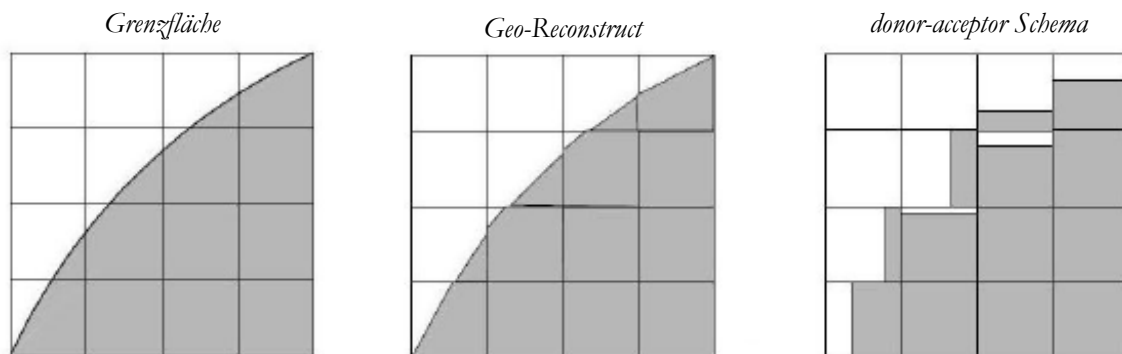


Abbildung 63: Berechnungsschema der Oberfläche nach [132]

Dieses explizite Verfahren zeigt eine sehr hohe Genauigkeit bei der Abbildung von Krümmungen, nahezu befreit von numerischer Diffusion, weißt jedoch auch hohe erforderliche Rechenzeiten auf [133]. Ansys Fluent basiert auf der finiten Volumenmethode. Hierbei werden nicht die Knoten eines Gitters betrachtet sondern alle Zielgrößen innerhalb der Zellvolumina gemittelt.

Für das Modell wird mit einem druckbasierten Lösungsansatz (pressure-based solver) gerechnet, indem durch eine Druckkorrekturgleichung die Impuls- und Kontinuitätsgleichung manipuliert werden. In Ansys Fluent stehen zwei verschiedene Lösungsalgorithmen im druckbasierten Lösungsansatz zu Verfügung. Man unterscheidet zwischen einem getrennten (segregated) und einem gekoppelten Algorithmus (coupled), wobei wie der Name vermuten lässt die Grundgleichungen für die Lösungsvariablen (Impuls und Kontinuität) entweder getrennt oder gekoppelt gerechnet werden. Ein enges Koppeln kann die Konvergenz der Lösung auf Kosten des Speicher- und Rechenbedarfes verbessern. Der getrennte Algorithmus ist speichereffizient, da in diesem Fall nur eine der diskretisierten Gleichungen zu einem Zeitpunkt gespeichert wird. Es wird gemäß des Anwenderleitfadens für Ansys Fluent der gekoppelte Algorithmus für den vorliegenden Fall einer transienten Simulation verwendet. Um ausgehend von einer Zellvariable die Variable einer Fläche zu berechnen stellt die Software mehrere Interpolationsverfahren zur Verfügung. In der vorliegenden Arbeit wird das Upwind-Verfahren verwendet, bei dem der Wert auf der Zellfläche abhängig von der Flussrichtung ist. Zur räumlichen Diskretisierung der Konvektions- und Diffusionsterme zwischen den Volumenelementen sind die Gradienten an den Zellflächen erforderlich. Die Berechnung der Gradienten wird mit der „Least squared cell based“-Methode durchgeführt, bei der die Lösung zwischen den Zellen linear variiert. Die zeitliche Diskretisierung erfolgt implizit um eine robuste Lösung zu generieren [101].

Simulationsinput

Im Folgenden werden die verwendeten Grundeinstellungen und Mess- bzw. Materialdaten des Modells in Form von Fließtext dargestellt und wesentliche Entscheidungen und Optionen begründet. Die Abbildung

von Oberflächenradien und zugehörigen Spannungen erfordert die Verwendung eines druckbasierten Löfers. Da sich das Temperaturfeld zeit- und ortsabhängig ändert und es sich bei der Flüssigphasenverschiebung nicht um einen statischen Vorgang handelt, muss transient gerechnet werden. Der Phasenübergang bzw. das Aufschmelzen der zunächst festen Aluminium-Silizium-Beschichtung wird mit Hilfe des „Solidification und Melting Modell“ genannten Algorithmus abgebildet, wobei das Aufschmelzintervall mit 0.1 K angenommen wird. Daher beträgt die Solidustemperatur 853.16 K, und die Liquidustemperatur nach Phasenübergang 853.26 K. Die Schmelzenthalpie wird nach [134] mit 468,2 J/g angenommen, hierbei wurden Messungen an verschiedenen Al-Si Legierungen in einem Hochtemperatur-Kalorimeter durchgeführt. Es wird mit einer konstanten Wärmeleitfähigkeit in der flüssigen Phase von 156 W/mK und im festen Aggregatzustand mit 202.4 simuliert, da nach [135] die Wärmeleitfähigkeit für Al-Si Legierungen mit einem Legierungsgehalt zwischen 6 und 14 gew.% Si nahezu konstant ist.

Für die Flüssigkeitsbewegung und Triebkraft nach dem Abriss des Flüssigkeitsfilms, stellt neben der Oberflächenspannung auch der Kontaktwinkel nach Young-Dupré einen entscheidenden Faktor dar. Daher wird zunächst eine Messung des Kontaktwinkels für das System Stahl-AlSi angestrebt. Dies erwies sich jedoch nicht als zielführend, da es zwar Verfahren zur Messung des Kontaktwinkels von über 580°C heißen Schmelzen gibt, diese aber insbesondere aufgrund einer hohen Reaktivität zur oberflächlichen Oxidation von Aluminium mit Sauerstoff in Vakuum ausgeführt werden muss. Hierbei werden Molybdän Heizelemente und Drücke von bis zu 10^{-6} Pa appliziert. Des Weiteren berichtet die Literatur vornehmlich von Aluminium(Silizium)-Tropfen auf hochreinen Silizium oder Kohlenstoffoberflächen, ein Übertrag auf den Applikationsfall von partiell diffundierter Aluminium-Silizium-Schmelze auf einer Fe-Al-Si intermetallischen Stahloberfläche wird daher in Frage gestellt. Auf Basis vorliegender Literatur zur Benetzung unterschiedlicher Substrate mit Aluminium wird ein konstanter Kontaktwinkel von 90° zu Grunde gelegt [136, 137]. [138] berichtet von Vakuummessungen von „seßhaften Aluminiumtropfen“, bei der eine Temperaturabhängigkeit des Kontaktwinkels von etwa $(-0.05)^\circ/\text{K}$ ermittelt wurde. Des Weiteren nehmen die Rauheit und Topographie der Oberfläche einen signifikanten Einfluss auf den Kontaktwinkel und die Oberflächenspannung [139]. Die Temperaturabhängigkeit des Kontaktwinkels sowie der Einfluss durch Rauheit wird in der Simulation - mit der Wahl eines festen Kontaktwinkels - bewusst vernachlässigt, da der vorliegende Anwendungsfall wie bereits im Vorfeld erläutert eine hohe Komplexität im Vergleich zu hochreinen Aluminiumoxid oder Kohlenstoffoberflächen aufweist.

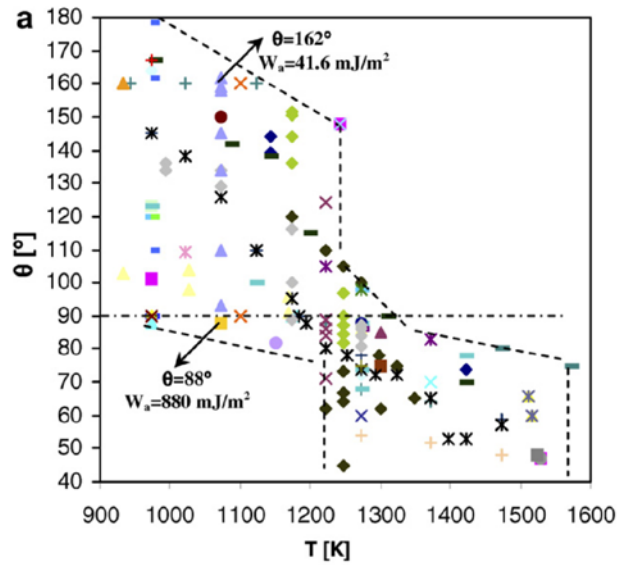


Abbildung 64: Literaturdaten der Temperaturabhängigkeit des Kontaktwinkels im Al/Al₂O₃ System. [139]

Temperaturabhängige Variablen

Da es sich bei vorliegendem Simulationsmodell um eine transiente Berechnung handelt, bei der der Gradient der Temperatur über die Blechoberfläche die Ursache für die Entstehung von Marangonikräften darstellt, ist es essentiell bestimmte Materialeigenschaften temperaturabhängig zu definieren und dem Modell zu hinterlegen. Hierzu zählen die Dichte, die Oberflächenspannung, die Viskosität und die spezifische Wärmekapazität der flüssigen Al-Si-Beschichtung. Vorteilhaft hierbei ist, dass die eutektische Legierung von Aluminium und Silizium eine Standard-Gusslegierung darstellt und vielfältig in der Literatur und diversen Datenbanken beschrieben ist. Für das Aufschmelzen der Beschichtung wird das „Solidification & Melting-Modell“ [140, 141] verwendet, das auf Basis der „enthalpy-porosity-technique“ arbeitet. Hierbei wird die „mushy zone“, in der ein Volumenanteil der Flüssigphase zwischen 0 und 1 vorliegt als ein „pseudo-poröses“ Medium behandelt, dessen Porosität von 1 auf 0 sinkt während das Material verfestigt. Wenn das Material vollständig verfestigt ist und demnach keine Porosität mehr vorhanden ist, nimmt auch die Geschwindigkeit in der festen Phase den Wert null an und die vorhandenen Impulsquellen im Festkörper werden auf null gedrückt. Die Impulssenkung aufgrund der reduzierten Porosität der „mushy zone“ kann mit folgender Gleichung beschrieben werden:

$$S = \frac{(1-\beta)^2}{(\beta^3 + \epsilon)} A_{mush} (\vec{v} - \vec{v}_p) \quad (61)$$

Wobei β den Volumenanteil der Flüssigphase, ϵ eine kleine Zahl (0.001) um die Division durch null zu verhindern, A_{mush} die „mushy-zone“-Konstante und \vec{v}_p die vektorielle Geschwindigkeit des Festkörpers aufgrund der Zugkräfte außerhalb der Domäne die aus der Verfestigung während des Phasenübergangs resultieren, darstellen.

Oberflächenspannung

Der Gradient der Oberflächenspannung mit der Temperatur (Abbildung 65) stellt erwartungsgemäß die höchste Triebkraft für die Entstehung von Marangonikräften dar, da solutokapillare Effekte keine Berücksichtigung finden und magnethydrodynamische Kräfte auf Basis der numerischen Betrachtung für die Simulation bewusst vernachlässigt werden. Aus diesem Grund wird mittels der kommerziellen Software JMatPro® ein Datensatz für die Oberflächenspannung in Abhängigkeit der Temperatur erstellt. Hierbei wird auf die Thermotech-Datenbank „TTAL8“ [142] für aluminiumbasierte Legierungen zurückgegriffen und die CALPHAD-Methode [143][144] zur Berechnung der expliziten Daten verwendet. Die ermittelten Werte werden mit experimentellen Daten abgeglichen und validiert (u.a. in [145] für 12.5% Si haltige eutektische Legierung). Hierbei kann eine gute Übereinstimmung festgestellt werden. Dies gilt insbesondere wenn der hohe Grad der Abstraktion des vorliegenden CFD-Modells, als auch die Komplexität der Oberflächenspannungsmessung von reaktiver Aluminiumschmelze bei hohen Temperaturen beachtet werden.

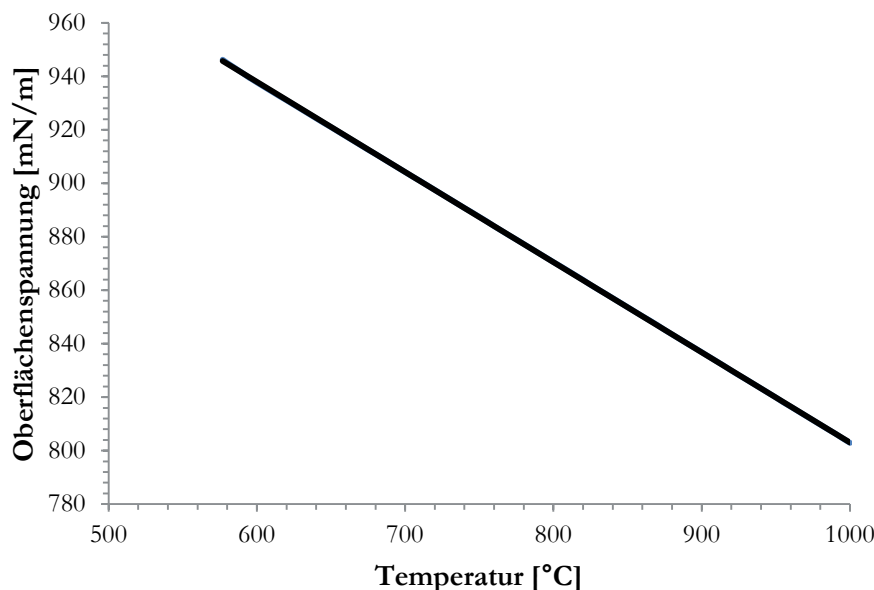


Abbildung 65: Temperaturabhängigkeit der Oberflächenspannung für Al-Si (90-10), auf Basis der Thermotech-Datenbank TTAL8, ermittelt mittels CALPHAD-Methode.

Aus der negativen Steigung der Oberflächenspannung in Abhängigkeit der Temperatur kann erwartungsgemäß abgeleitet werden, dass die Oberflächenspannung der flüssigen AlSi-Phase in kalten Regionen höher ist als in den schnellerwärmten Zonen innerhalb des Induktors. Dieses Verhalten ist kongruent mit dem Effekt der Flüssigphasenverschiebung in Richtung der kalten Gebiete außerhalb des Induktors und zeigt, dass die Marangonikraft als Triebkraft im vorliegenden Applikationsfall plausibel ist und dass der Vektor der Kraft in Richtung der beobachteten Flüssigphasenverschiebung zeigt. Die

Oberflächenspannungskräfte werden als Quellterm in der Impulsgleichung mittels der CSF-Methode appliziert.

Dichte und Viskosität

Die Dichte sowie die Viskosität der Schmelze haben einen signifikanten Einfluss auf das Fließverhalten der Flüssigphase und müssen daher möglichst genau implementiert werden. Nach [146] kann die Dichte einer Aluminium-Silizium-Legierung mit variablen Si-Gehalt mittels einem Polynomansatz zweiter Ordnung im Temperaturbereich zwischen 602°C und 1327°C mit hoher Genauigkeit ermittelt werden. Hierzu werden mehrere experimentelle Datensätze, die unterschiedliche Temperaturbereiche und Siliziumgehalte abdecken, kombiniert. Die Daten werden sowohl mittels Archimedischer Dichtemessung und eutektischen Mischung aus KCl und LiCl Salzen als Referenzflüssigkeit [147], als auch mittels Röntgenbeugungsuntersuchungen (Synchrotron) [148] für variierende Silizium-Gehalte bis zu 12.5% experimentell ermittelt. Der vollständige Polynomansatz zweiter Ordnung ist in Gleichung 62 gegeben.

$$\rho = \alpha_0 + \alpha_1 T + \alpha_2 T^2 \quad (62)$$

Hierbei stellt ρ die Dichte in g/cm³, und T die Temperatur in K dar. Die Koeffizienten sind Funktionen der Si-Konzentration (C):

$$\begin{aligned} \alpha_0 &= 2.7215 - 2.4822 \cdot 10^{-2} C \\ \alpha_1 &= -3.9511 \cdot 10^{-4} + 4.0797 \cdot 10^{-5} C \\ \alpha_2 &= 2.6330 \cdot 10^{-8} - 1.1461 \cdot 10^{-8} C \end{aligned}$$

Für die Viskosität wird ein ähnlicher Polynomansatz zweiter Ordnung in Abhängigkeit der Konzentration und auf Basis einer Vielzahl an experimentellen Werten gewählt [146]:

$$\ln(\eta) = b_0 + b_1 C + b_2 C^2 \quad (63)$$

Hierbei stellt η die Viskosität in Pa s, und C - wie bereits in der Berechnung der Dichte - die Konzentration von Silizium in Gewichtsprozent dar. Die Koeffizienten lassen sich wie folgt ermitteln:

$$\begin{aligned} b_0 &= \frac{2246.6}{T} - 8.6846 \\ b_1 &= \frac{-331.56}{T} + 0.3781 \\ b_2 &= \frac{18.906}{T} - 0.0272 \end{aligned}$$

Mit Hilfe von Gleichung 62 und 63 kann für eine dem Anwendungsfall entsprechende Si-Konzentration von C=10 wt% sowohl die Dichte als auch die Viskosität in Abhängigkeit der Temperatur bis zu Temperaturen von 1327°C im Fall der Dichte und 1927°C im Fall der Viskosität ermittelt werden (vgl. Abbildung 66).

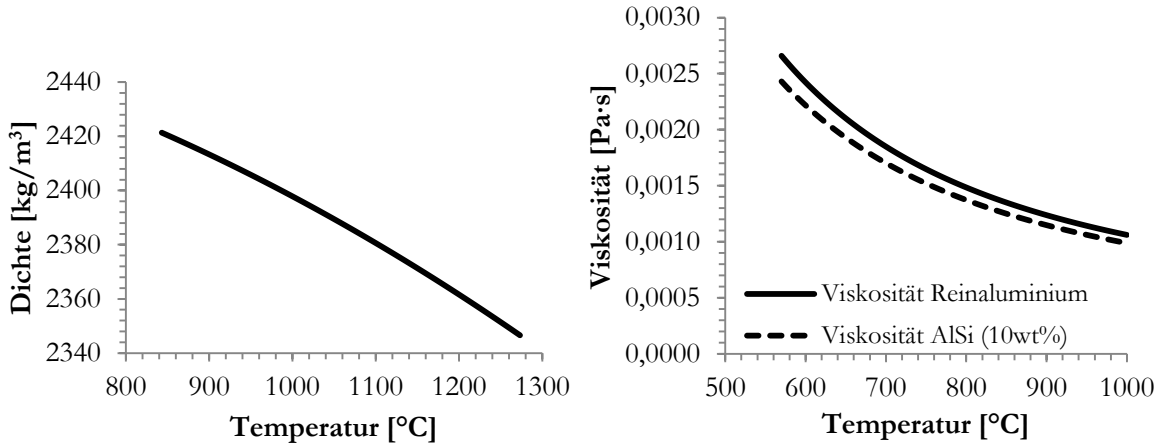


Abbildung 66: Dichtevariation in Abhängigkeit der (links) sowie Variation der Viskosität in Abhängigkeit der Temperatur für Reinaluminium und AlSi (10wt%) (rechts) – numerisch hergeleitet aus Literatur.

Aus einem Fit der geplotteten Werte kann der Input der temperaturabhängigen Werte in Form eines Polynoms 2ter (Dichte) und 3ter (Viskosität) Ordnung der Simulation hinterlegt werden:

$$\rho = -8.828e^{-5}x^2 + 1.286e^{-2} + 2473$$

$$\eta = -1.140e^{-11}x^3 + 4.247e^{-8}x^2 - 5.441e^{-5}x + 0.02493$$

Diese Vorgehensweise ermöglicht es mit der Simulation das Beschichtungsverhalten von Aluminiumlegierungen mit variierendem Si-Gehalt abzubilden ohne auf explizite Messdaten zurückgreifen zu müssen. Um Konvergenzprobleme zu vermeiden wird die Dichte von Luft bewusst erhöht und ein Wert von 100 kg/m³ angenommen.

Spezifische Wärmekapazität

Im vorliegenden Applikationsfall wird auch das Aufschmelzen der Beschichtung simulativ abgebildet. Dies hat zur Folge, dass die spezifische Wärmekapazität an der Schmelztemperatur eine Unstetigkeit aufweist. Die flüssige Phase weist eine geringere Wärmekapazität auf als die feste Aluminium-Silizium-Phase, daher kommt es zu einem Sprung an dieser Stelle. In der Simulation wird die Unstetigkeit durch eine polynomiale Approximation ausgeglichen um die Robustheit des Modells zu erhöhen. Insbesondere im VOF-Modell spielt dies eine wichtige Rolle, da hier innerhalb der jeweiligen Elemente zwischen allen physikalischen Größen gemittelt wird. Große Sprünge zwischen zwei Iterationen führen zu Instabilitäten in der Berechnung.

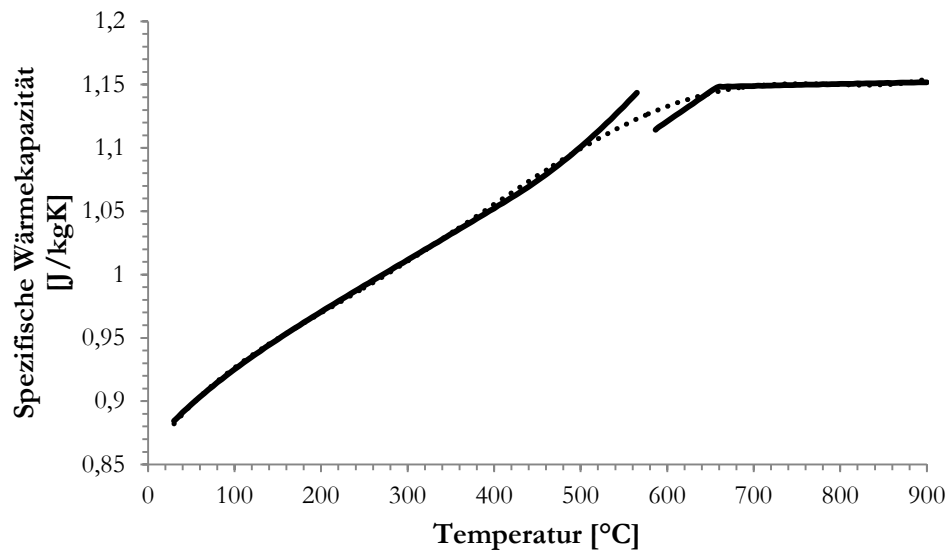


Abbildung 67: Variation der spezifischen Wärmekapazität mit der Temperatur für AlSi (90-10), Messwerte ermittelt mit JMatPro.

Vernetzung/Meshing

Für die korrekte Erfassung und Rekonstruktion von freien Oberflächen wird insbesondere in oberflächennahen Bereichen ein feines Netz benötigt. Im zweidimensionalen Fall eines rechteckigen Blechstreifens mit ebener Beschichtungsauflage wird mit einem quadratischen Elementtyp gerechnet. Dies ist auch für den gewählten Geo-Reconstruct-Scheme die präferierte Geometrie um in oberflächennahen Zellen mit einer VOF-Zahl zwischen 0 und 1 exakte Mittelwerte bilden zu können. Die Modellgeometrie wird mittels Ansys ICEM generiert und entsprechend vernetzt.

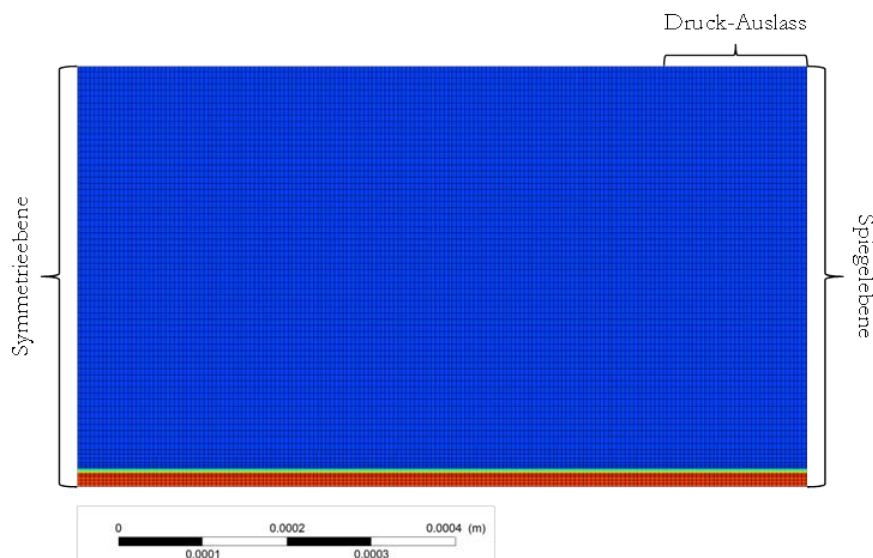


Abbildung 68: Übersichtsdarstellung des Simulationsmodells für die Volume-of-fluent Simulation mit Indizierung der Luftvolumina (blau) und der AlSi-Beschichtung (rot) sowie der Mushy-zone (gelb).

Abbildung 68 zeigt die verwendete Geometrie in einer Übersichtsdarstellung. In der Überlagerung wird der Kontourplot des Volumenanteils der Flüssigkeit angezeigt. Hierbei ist in den unteren 20 μm die Aluminium-Silizium-Phase hinzugepatcht worden ($\text{VOF}=1$). In blau ist die Luftumgebung mit einem Volumenanteil an Flüssigphase von 0 ($\text{VOF}=0$) dargestellt. Das Blech wird in der Simulation nicht modelliert und als Randbedingung der unteren Modelkante definiert. Die entsprechenden Temperaturprofile werden in der Randbedingung der unteren Wand (=Blech) hinterlegt. Die linke Modellgrenze wird als Symmetrieebene definiert um die benötigte Rechenzeit des Modells ohne Informationsverlust zu reduzieren. Die rechte Wand stellt eine Spiegelebene dar. Um den Druck im System konstant zu halten und den Zustand eines nahezu unbegrenzten Luftraums zu modellieren wird ein Druckablass an der rechten oberen Ecke eingeführt. Die Temperatur des Gasrückflusses wird auf den Wert der Anfangstemperatur (unterhalb der Schmelztemperatur z.B. 840 K) gesetzt. Die Randbedingungen und zugehörigen Parameter sind in Tabelle 3 aufgeführt.

Tabelle 3: Randbedingungen für die Volume-of-Fluent Modellbildung.

Wand	Eigenschaft	Benetzungswinkel	Thermische Randbedingungen
Linke Wand	Symmetrie	-	-
Blech	Wand	90°	Temperaturprofil
Rechte Wand	Wand	90°	Wärmefluss = 0
Auslass	Druck-Ausgang	-	Temp. (Rückfluss): 840 K
Decke	Wand	0	Wärmefluss = 0

In Abbildung 69 ist der Grenzbereich zwischen der Luft sowie der AlSi-Phase in einer größeren Darstellung gezeigt. Um die Phasengrenze nicht an einen Zellrand zu legen wird eine zusätzliche Übergangszone mit $\text{VOF}=0.8$ hinzugefügt. Dies sorgt für eine saubere Initialisierung der Simulation in den ersten Schritten und verbessert die Konvergenz.

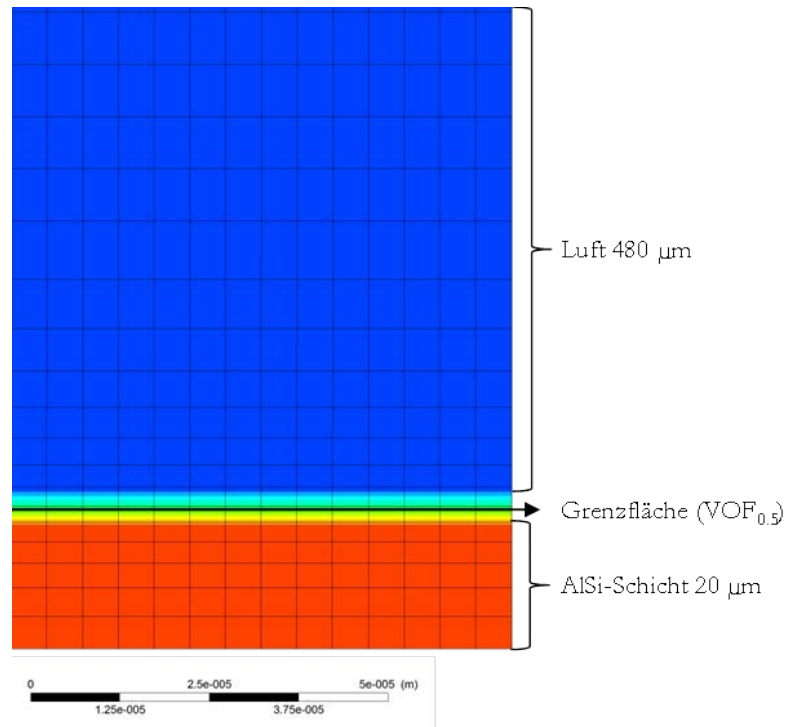


Abbildung 69: Darstellung und Ausschnitt des VOF-Ersatzmodells.

Zu Beginn der Arbeit wird eine Sensitivitätsanalyse zur Netzfeinheit durchgeführt. Eine feinere Auflösung erhöht in der Regel die Aussagekraft der Lösung, hat aber auch einen starken Anstieg der benötigten Rechenzeit zur Folge. Für die Netzanalyse werden drei Simulationen mit den gleichen Eingabegrößen und unterschiedlicher Vernetzung erstellt und bis zum Tiefpunkt des Schmelzfrontprofils gerechnet (circa $4e^{-4}$ s). Hierbei wird exemplarisch ein dreieckiges Temperaturprofil mit einer Temperaturerhöhung im Zentrum gewählt. Grenzflächennahe Netzausschnitte sind in Abbildung 70 abgebildet. Die Länge der Geometrie beträgt 25 mm und die vernetzte Höhe 500 μm .

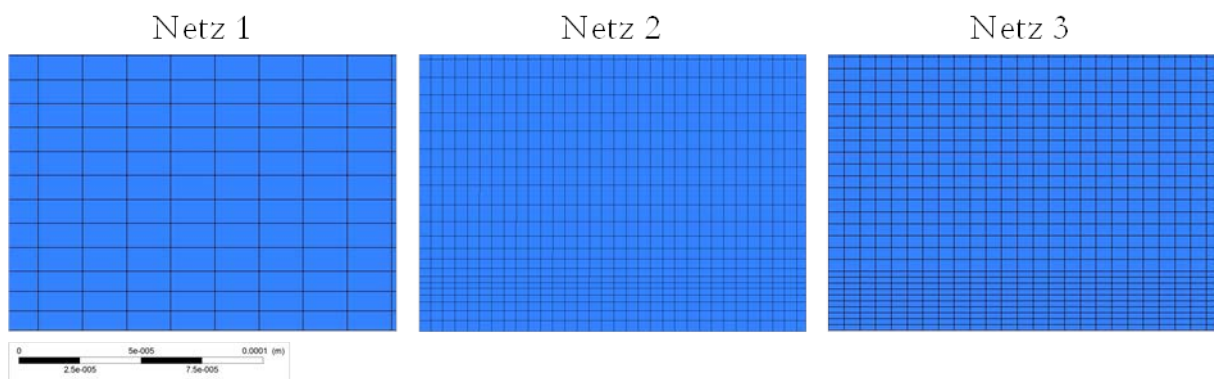


Abbildung 70: Sensitivitätsanalyse zur Netzfeinheit - Darstellung der unterschiedlichen Vernetzungen.

Tabelle 4: Zellanzahl und Aspektverhältnis der Vernetzungen für die Sensitivitätsanalyse.

Netzbezeichnung	Anzahl Zellen	Max. Aspektverhältnis
Netz 1 - Grob	104.036	2.4
Netz 2 - Standard	370.000	2.3
Netz 3 - Fein	663.680	3.8

Das Ergebnis der Analyse ist in Abbildung 71 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass sich die Lösung durch eine Netzverfeinerung von Netz 1 zu Netz 2 deutlich ändert, insbesondere jedoch der Tiefpunkt und die Überhöhung von Netz 2 zu Netz 3 nicht mehr signifikant schwankt. Daher wird für die weitere Simulation in 2D das Netz 2 mit einer Zellenanzahl von 370.000 Zellen auf einer Länge von 25 mm (Höhe 500 μm) gewählt.

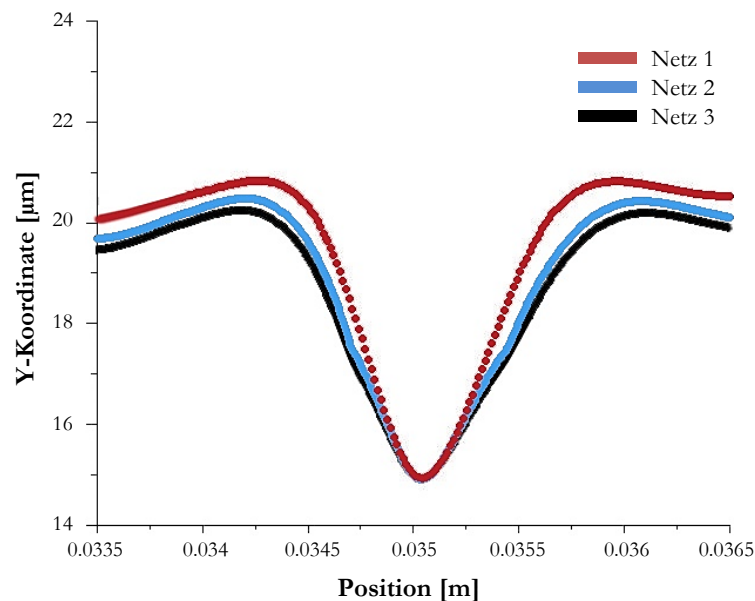


Abbildung 71: Tiefpunktbildung nach exemplarischer Berechnung mit aufgeprägtem Temperaturgradienten.

Zeitschrittgrößen

Bei der vorliegenden transienten VOF-Simulation wird der implizite-Solver verwendet, bei dem das Ergebnis unabhängig von der Größe des Zeitschrittes ist. Eine Maximierung des Zeitschrittes wäre demnach aus Gründen der Effizienz anzustreben. Allerdings kann ein großer Zeitschritt zu Konvergenzproblemen führen, was eine Ermittlung eines optimalen Zeitschrittes als trade-off zwischen Berechnungsdauer und der Konvergenz von Nöten macht. Die benötigte Zeitschrittweite kann mittels

Trial-and-Error ermittelt werden. Gemäß dem Anwenderleitpfaden wird die maximale Anzahl an Iterationen pro Zeitschritt auf 20 limitiert und eine maximale Courant-Zahl von 0.25 vorgegeben [132].

Modellvereinfachungen

Die Lösung der Erhaltungsgleichungen sowie die Berechnung erfordern einen erheblichen numerischen Aufwand. Des Weiteren sind viele der obengenannten Größen mit sehr komplexen Abhängigkeiten behaftet, die in einer Modellsimulation nicht in Gänze greifbar gemacht werden können. Aus diesem Grund werden in der VOF-Simulation einige Vereinfachungen vorgenommen, die im Folgenden dargelegt sind:

1. Der konzentrationsabhängige, chemische Anteil der Marangoniströmung (solutokapillarer Anteil) wird vernachlässigt, da nur die Temperaturabhängigkeit der Oberflächenspannung betrachtet wird und die Sensitivität der Oberflächenspannung mit z.B. dem Siliziumgehalt gering ist. Auch tritt eine Beschichtungsverschiebung instantan bei Entstehung der Flüssigphase ein. Zu diesem Zeitpunkt liegen über die Beschichtung kaum Variationen in der chemischen Zusammensetzung vor, die solutokapillare Effekte hervorrufen könnten.
2. Insbesondere bei Auftreten einer Flüssigphase kommt es zu Diffusionsvorgängen und Bildung intermetallischer Fe-Al-Si Phasen. Für die Simulation wird im ersten Schritt eine homogene AlSi-Beschichtung gewählt, da dies den Zustand direkt nach dem Aufschmelzvorgang und demnach zum Zeitpunkt der höchsten Triebkraft auf die Beschichtung widerspiegelt. Das Verfestigen der Fe-Al-Si-Beschichtungsphasen im Erwärmungsverlauf wird in diesem Sinne auch nicht berücksichtigt. Die erforderliche Energieschwelle zur Entstehung signifikanter Diffusionsvorgänge liegt in der Größenordnung der homologen Temperatur ($T/T_m=40\%$) und damit bei circa 600°C für 22MnB5. Damit kann nach [44] angenommen werden, dass die Diffusion erst ab Erreichen dieser Temperatur vorliegt. Da die Verschiebung der Beschichtung instantan bei Entstehung der Flüssigphase zu beobachten ist, ist eine Vernachlässigung der Diffusion zwischen Aluminium und Eisen für das Auftreten und Initiieren der Beschichtungsverschiebung analog zu Punkt 1 als valide zu betrachten.
3. Die Rauigkeit der Grenzfläche des Stahlsubstrats sowie der Oberfläche der Aluminiumbeschichtung und etwaige Dickenunterschiede aufgrund von Chargenschwankungen werden vernachlässigt. Des Weiteren wird die Oberfläche zwar werkstofftechnisch als 22MnB5-Stahlsubstrat definiert, eine Beschichtungsverschiebung findet im Realprozess jedoch auf einer sehr eisenreichen Fe-Al-Si-Interdiffusionsschicht statt, die im weiteren Prozessverlauf nicht aufschmilzt da im Schmelztauchverfahren ausreichend Eisen in die Diffusionsschicht diffundieren konnte. Die Zulässigkeit dieser Vereinfachung wird in Kapitel 2.3 anhand der Biot-Nummer verdeutlicht. Die überlagerten und aufgeprägten horizontalen Temperaturgradienten sind deutlich größer als vertikale Temperaturgradienten innerhalb der Beschichtung.

4. Magnethydrodynamische Kräfte in Form von Lorentzkräften werden vernachlässigt um den Effekt der Oberflächenspannung zu isolieren. Gerechtfertigt wird dieser Schritt aufgrund der numerischen Betrachtung in Kapitel 4.1. Es muss jedoch in jedem Applikationsfall explizit überprüft werden, auf welche Seite das Kräftegleichgewicht ausschlägt. Insbesondere die Schwingkreisfrequenz und die magnetische Permeabilität spielen eine entscheidende Rolle.
5. Die Flüssigkeitsschicht wird als unverdampfbar angenommen, sodass etwaige Verdunstungen vernachlässigt werden.
6. Es wird von einer laminaren Strömung über die gesamte Erwärmungs- und Prozesszeit ausgegangen
7. Der Wärmeübertragungskoeffizient zwischen der Oberfläche und der Luft wird als konstant angenommen um Unstetigkeit und Berechnungsfehler zu vermeiden.

Berechnungsschema bei vorliegender VOF-Berechnung

Aus den obengenannten Randbedingungen ergibt sich folgendes Berechnungsschema (vgl. Abbildung 72), das sich hinter jedem Simulationsdurchlauf verbirgt und sich für die Anzahl der Zeitschritte wiederholt, bis die maximale Berechnungszeit erreicht ist.

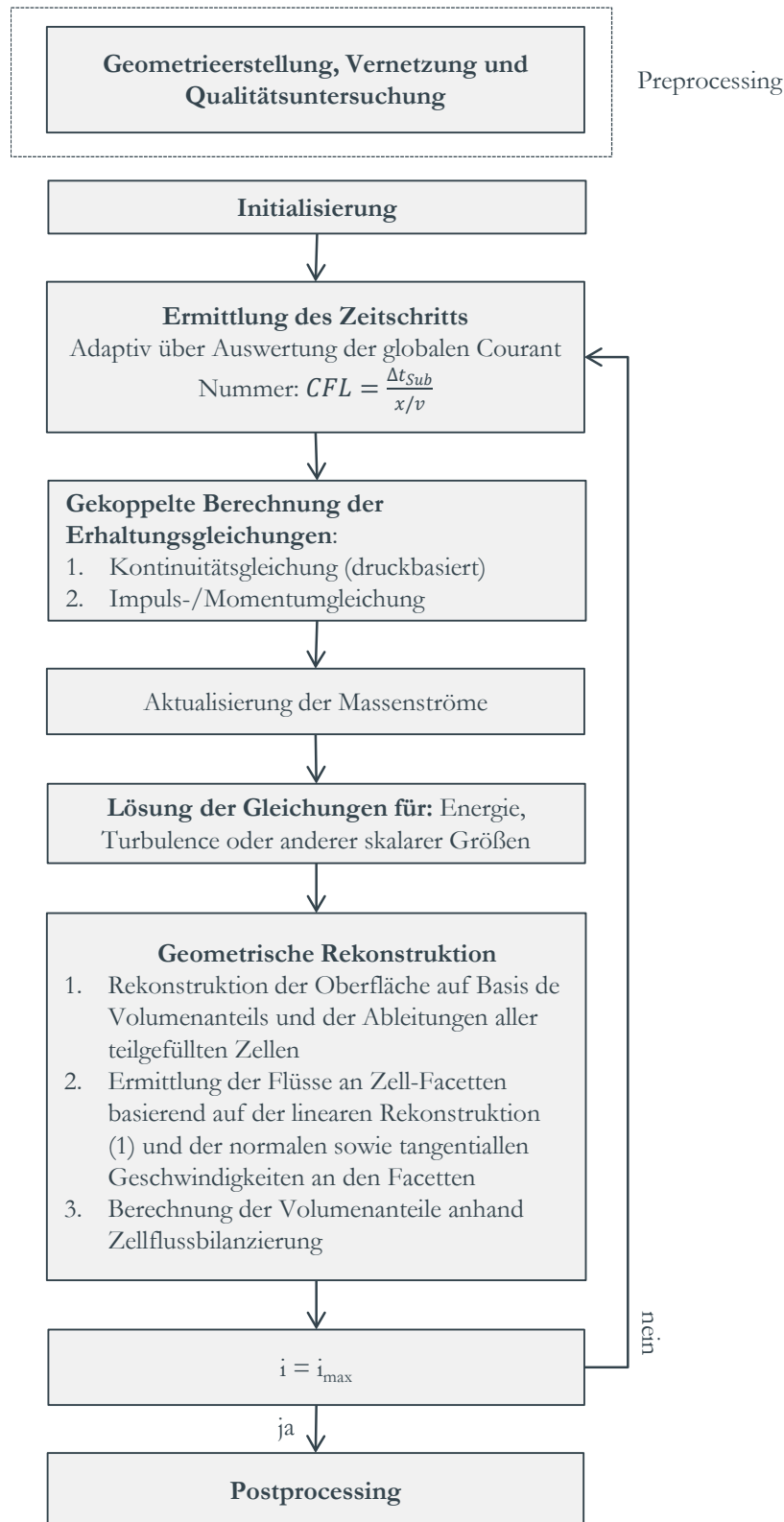


Abbildung 72: Berechnungsschema für einen Durchlauf des Volume-of-Fluent Modells und geometrischer Rekonstruktion.

Hierbei stellt insbesondere die richtige Wahl des Zeitschritts ein entscheidendes Kriterium für eine Konvergenz unter Minimierung der Rechenzeit dar und muss kontinuierlich anhand der Courant-Nummer angepasst werden.

4.3.1 Simulationen mit fiktiven Temperaturprofilen

Um die Simulation zu überprüfen und den vorliegenden Anwendungsfall der statischen induktiven Erwärmung nachzuvollziehen werden zwei verschiedene Temperaturprofile anhand von Rampenfunktionen der Simulation bzw. der Randbedingung der Stahloberfläche aufgeprägt. Um Berechnungszeit zu sparen wird die Ausgangstemperatur auf 840 K (unterhalb der Schmelztemperatur) fixiert und die Temperatur im ersten fiktiven Temperaturprofil, mittig in einem Dreiecksprofil (entspricht dem zentralen Induktorbereich) auf Endtemperatur von zunächst 950 K erwärmt, wobei die Enden der Platine bzw. des Induktorbereiches weiterhin auf 840 K festgehalten werden (vgl. Abbildung 73). Die notwendige Berechnungszeit wird weiter verringert indem zentral eine Symmetrieebene eingezeichnet wird und die Beschichtungsentwicklung nur für einen halben Blechausschnitt berechnet wird. Zusätzlich wird die Erwärmungsgeschwindigkeit deutlich erhöht und innerhalb von $1\text{e-}3\text{ s}$ von 840 auf 950 K erhöht.

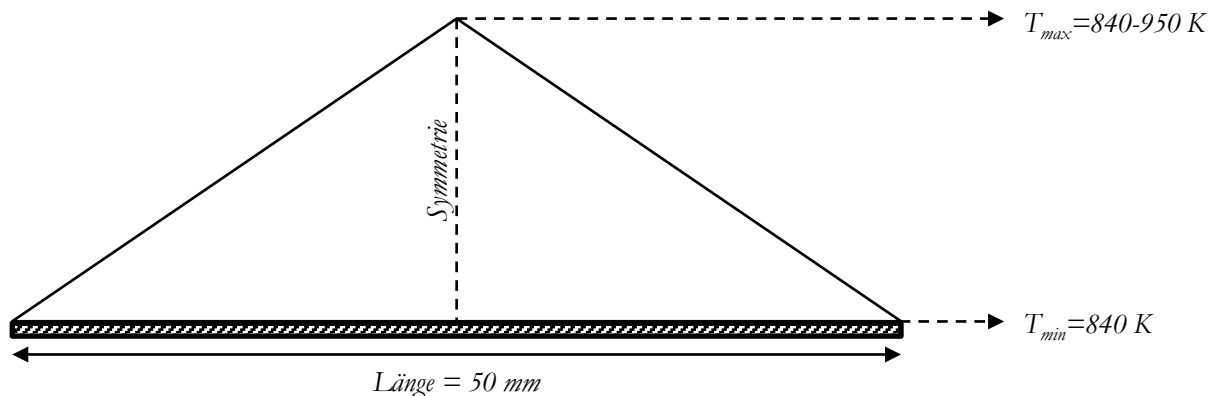


Abbildung 73: Dreiecks-Temperaturprofil als Input für eine VOF-Simulation mit fiktivem Temperaturprofil.

In Abbildung 74 wird ersichtlich, dass sich der Tiefpunkt der Beschichtung sowie der Filmabbruch an der Blechstelle ausbilden, die die höchste Temperatur während der Erwärmung aufweist (Spitze des Dreiecksprofils). Die Erwärmung führt zu einer Wulstbildung an der Schmelzfront, die während des Prozesses anwächst und an der Stelle, an der die Schmelztemperatur unterschritten wird arretiert vorliegt. Das simulierte Verhalten ist kongruent mit den Ergebnissen des Experiments, bei dem ein oberflächenspannungsgetriebener Materialfluss entlang des Temperaturgradienten zu beobachten ist.

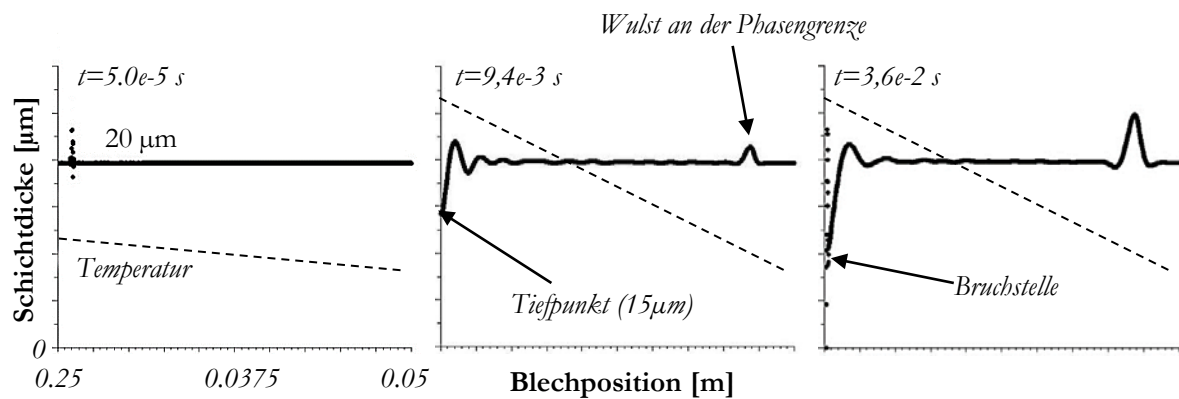


Abbildung 74: Zeitlicher Verlauf der Beschichtungshöhe einer AlSi-Beschichtung bis hin zu Filmabbruch bei Simulation des Marangonieffektes und aufgeprägtem Dreieckstemperaturprofil (siehe gestrichelte Linie).

Im Konturplot (vgl. Abbildung 75) des Phasenanteils (1 = Flüssigphase, 0 = Luft) kann die Tiefpunktbildung analog zu Abbildung 74 nachvollzogen werden. Die Wulstbildung an der Phasengrenze ist in diesem Beispiel nicht mit abgebildet um den Prozess und Effekt der Tief- und Tripelpunkt zu illustrieren. Der Flüssigphasenfilm bricht bei Unterschreiten einer kritischen Filmdicke von ca. 8 μm ab woraufhin die Kinematik der Beschichtungsverschiebung signifikant zunimmt. Nach Bildung eines Tripelpunktes tritt eine vollständige Entnetzung des Stahlsubstrates in der Simulation auf. Im Hinblick auf das Realexperiment ist dies gleichbedeutend mit einer Freilegung der eisenreichen Interdiffusionsschichtoberfläche und der vollständigen Verschiebung der fließfähigen aluminiumreichen Phase.

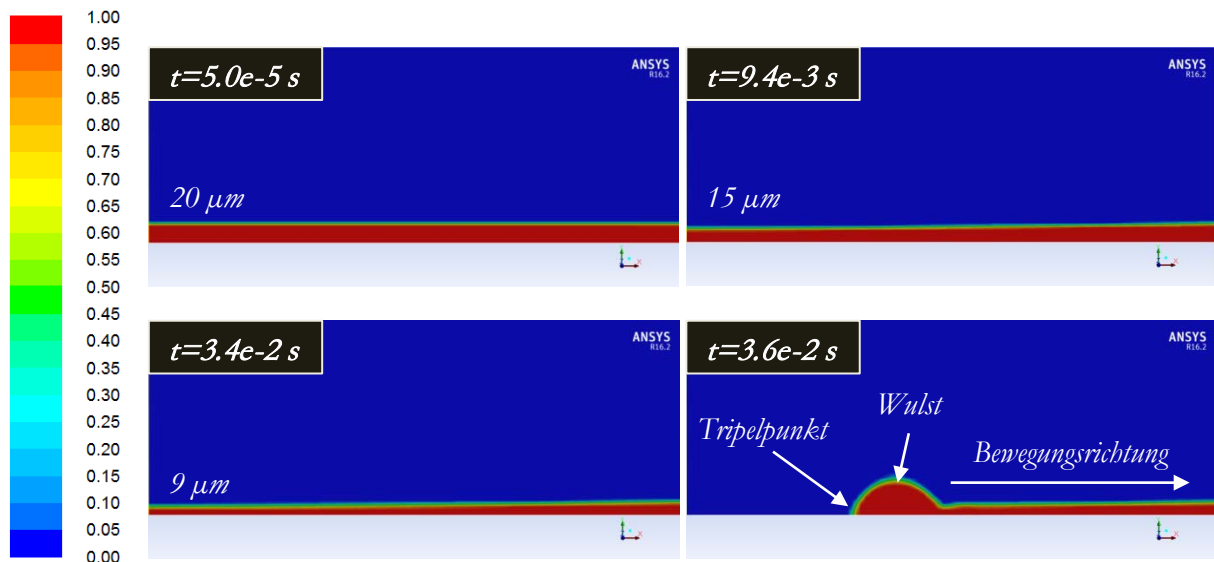


Abbildung 75: Zeitliche Sequenz der Simulation mit aufgeprägtem Dreiecktemperaturprofil in der Konturplotdarstellung. Die Farbindikation bzw. der Grauwert zeigt die VOF-Zahl bzw. den entsprechenden Phasenanteil.

In der Vektordarstellung in Abbildung 76 ist die Strömungsrichtung nach Filmabbruch in der Schmelz- und der Luftphase dargestellt. Es zeigt sich eine konvektive Strömung in der Luftphase, wohingegen sich in der Schmelze keine Konvektionsmuster ausbilden. Die vektorielle Strömungsrichtung zeigt klar in Richtung der Verschiebung der Flüssigphasenwulst.

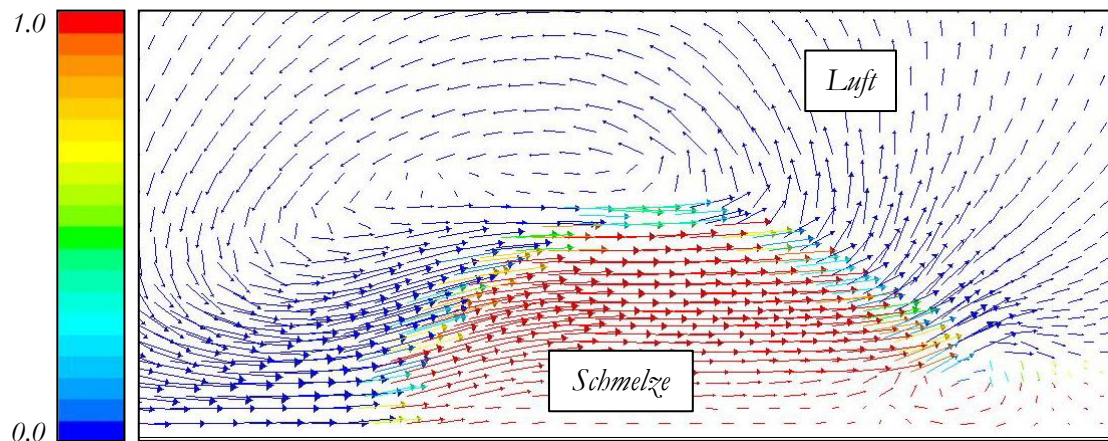


Abbildung 76: Vektordarstellung der Geschwindigkeiten des Aufwurfs nach der Tripelpunktentstehung.

Wertet man zunächst die Strömungsgeschwindigkeit über einen Höhenschnitt in der schmelzflüssigen Phase vor dem Auftreten eines Filmabbruchs aus, steigt die Strömungsgeschwindigkeit innerhalb der Schichtdicke linear bis auf ca. 0.016 m/s an (vgl. Abbildung 77). Dies deckt sich ebenfalls mit der Erwartung der höchsten auf Oberflächenspannungsdifferenzen basierenden Schubspannungen an der Oberfläche der Flüssigphase.

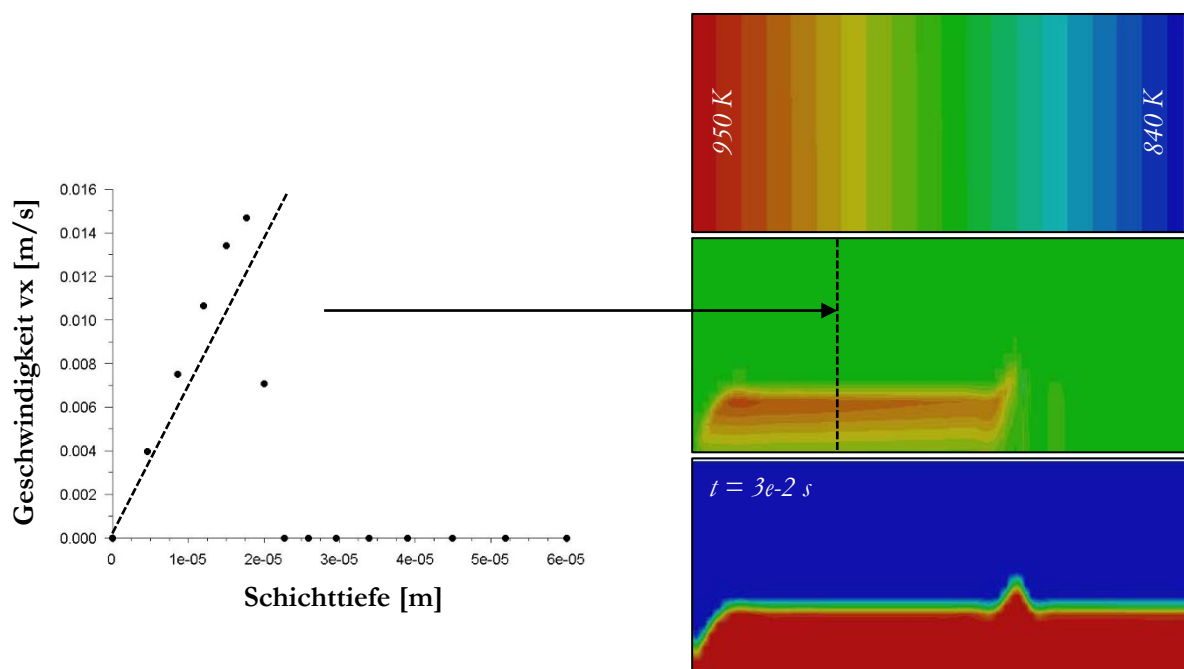


Abbildung 77: Darstellung der Strömungsgeschwindigkeit in einem Schnitt durch die AlSi-Beschichtung am Beispiel des Konturplots nach 3e-2 Sekunden mit aufgeprägtem Dreieckstemperaturprofil.

Das Geschwindigkeitsprofil über die Flüssigphase nach Auftreten eines Trockenpunktes auswertend (vgl. Abbildung 78) kann festgestellt werden, dass die Bildung einer Entnetzung der Oberfläche sowie das Ausbilden eines Kontaktwinkels zu einer signifikanten Erhöhung der Strömungsgeschwindigkeit führt. In der Spitze werden Geschwindigkeiten von 6.2 m/s ermittelt. Die simulativ ermittelten Werte können aufgrund einer Vielzahl an Modellvereinfachungen nicht ohne weiteres auf die Realität übertragen werden. Hierbei hat insbesondere der mit 90° fixierte Kontaktwinkel einen deutlichen Einfluss auf das Flüssigphasenverhalten nach Filmabbruch. Ein weiterer Grund für die Erhöhung der Strömungsgeschwindigkeit nach Filmabbruch stellt der Verlust einer rücktreibenden Kraft durch Auflösung der Filmkohärenz dar. Die Viskosität der gegenüberliegenden Beschichtungsfront kann daher keine rückwirkende Kraft auf die entgegengesetzt orientierte Strömung ausüben.

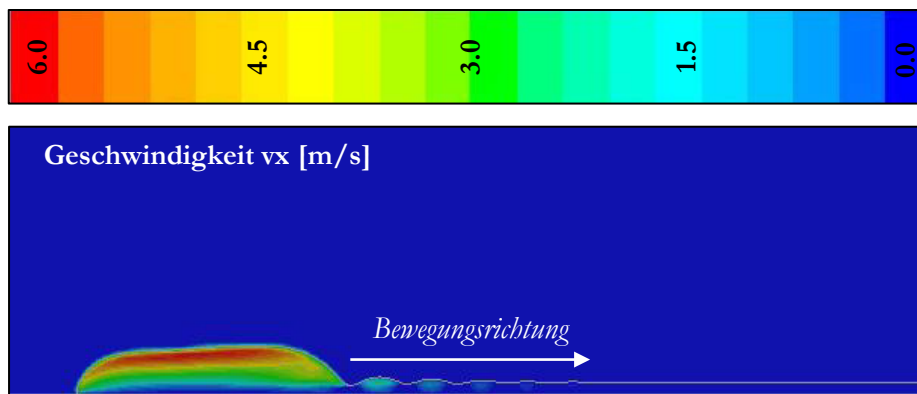


Abbildung 78: Darstellung der Strömungsgeschwindigkeit im Konturplot nach Bildung eines Trockenpunktes bei Applikation eines Dreieckstemperaturprofils ($t=4.3e-2$ s).

Das zweite Temperaturprofil, das berechnet wird ist ein Rampenprofil mit einem zentralen Bereich, der eine konstante und im Vergleich zu den äußeren Regionen, erhöhte Temperatur aufweist. Hierbei steigt die Temperatur über einen Blechbereich von 5 mm um 110 K an. Hierbei wird analog zum vorherigen Beispiel eine zentrale Symmetrieebene appliziert um die notwendige Berechnungsdauer, die im VOF-Modell stark mit der Anzahl der zu berechnenden Elemente korreliert, zu reduzieren. Dieses Temperaturprofil repräsentiert das Beschichtungsverhalten, wenn das Temperaturfeld innerhalb des Induktors als konstant angenommen wird. Die Temperaturmessungen, die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt wurden zeigen, dass es sich im realen Fall um eine Überlagerung beider fiktiver Temperaturprofile handelt. Auf der einen Seite liegt die Temperatur innerhalb des Induktors einheitlich oberhalb der äußeren Bereiche, andererseits gibt es auch aufgrund von Wärmeleitungseffekten und lokalen Maxima der magnetischen Feldstärke Temperaturgradienten im Inneren des Induktors.

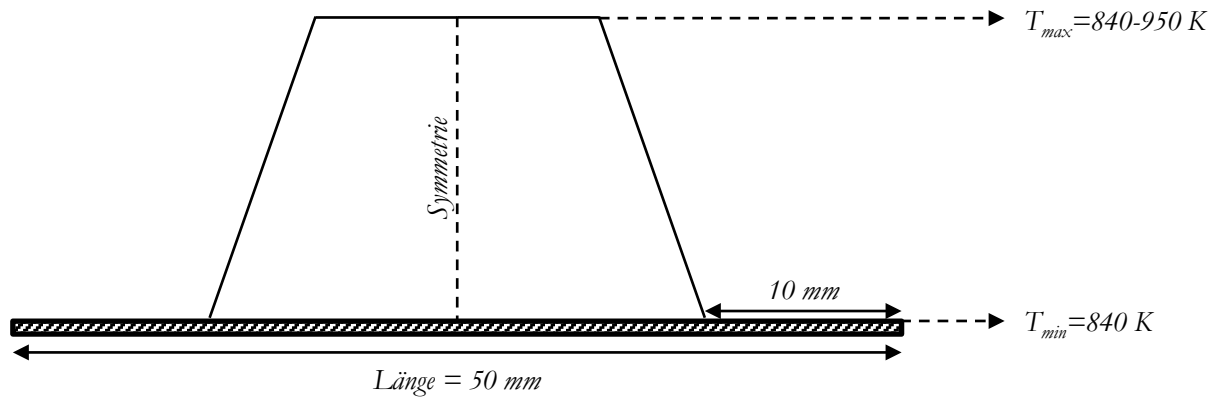


Abbildung 79: Rampen-Temperaturprofil als Input für eine VOF-Simulation mit fiktivem Temperaturprofil.

Die Simulation (vgl. Abbildung 80) zeigt analog zum Dreieckstemperaturprofil eine Tiefpunktbildung an der Stelle der höchsten Temperatur. Da in diesem Beispiel kein einzelner Punkt sondern ein Plateau mit einer maximalen Temperatur vorliegt ist die exakte Stelle der Tiefpunkt- sowie Filmabbruchsbildung relevant. Es zeigt sich, dass es zwei Faktoren gibt, die Einfluss auf die Position des Tiefpunktes haben. Die erste Bedingung stellt der Temperaturgradient dar, da dieser die Höhe der Marangonikraft bestimmt. Andererseits weist die Stelle mit der höchsten Temperatur die absolut niedrigste Oberflächenspannung und damit den energetisch ungünstigsten Zustand auf. Erwartungsgemäß kann die Tiefpunktbildung an der Ecke des Plateaus, gleichzusetzen mit der Position der höchsten Temperatur in Kombination mit dem stärksten Gradienten beobachtet werden.

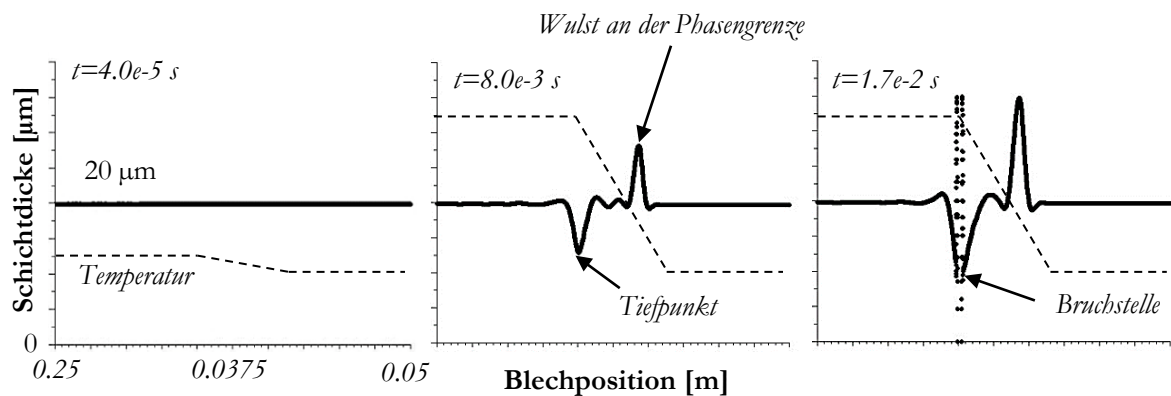


Abbildung 80: Zeitlicher Verlauf der Beschichtungshöhe einer AlSi-Beschichtung bis hin zu Filmabbruch bei Simulation des Marangonieffektes und aufgeprägtem Rampentemperaturprofil (siehe gestrichelte Linie).

4.3.2 Simulation des Flüssigphasenverhaltens mit simuliertem Temperaturprofil

Eine Messung der Temperaturverteilung auf der Oberfläche der Formplatte während der induktiven Erwärmung wäre optisch zwar über Pyrometer und geeignete Prozessüberwachung möglich, würde aber insbesondere bei einer größeren Anzahl von Versuchen und einem variierenden Emissionsgrad einen

großen experimentellen Aufwand sowie Materialverbrauch bedeuten. Daher wird in [27] ein Modell zur Erwärmungssimulation einer induktiven Erwärmung von Formplatinen aufgebaut, welches für diese Arbeit ebenfalls zur Verfügung steht und angepasst wird. Das Modell ermöglicht die gekoppelte Simulation der Temperaturverteilung einer nahezu beliebig gearteten Formplatte bereits in der frühen Konstruktionsphase und kann diese grafisch sowie auch in expliziten Datenpunkten $T(x,y,z,t)$ ausgeben. Eine Kombination beider Modelle würde es daher ermöglichen die Beschichtungsverschiebung auf der Blechoberfläche einer Formplatte zu simulieren. Hiermit können der Fluent-Simulation realitätsnahe Temperaturdaten hinterlegt werden. Die Schnittstelle zwischen den beiden Simulationsmodellen kann über eine User-defined-function (UDF) erfolgen, die speziell für den vorliegenden Anwendungsfall programmiert wird. Hierbei liest das CFD-Modell die Temperaturen aus einer Textdatei aus, die wiederum aus der Erwärmungssimulation generiert wurde. Im zweidimensionalen Fall werden die Temperaturen in Abhängigkeit der Zeit (t) und des Ortes (x) an einer festen Koordinate (y) durch die Textdatei vorgegeben $T(x,t)y$. Die dreidimensionale Simulation erfordert zwei variable Ortskoordinaten auf der Blechoberfläche $T(x,y,t)$.

Temperaturverteilung und Input 2D B-Säulenabschnitt

Zunächst wird die Geometrie einer B-Säulen-Platine verwendet, die zusätzlich auf einen Ausschnitt begrenzt wird, da damit der Rechenaufwand bei der vorliegenden Methode signifikant verringert werden kann. Die Berechnungsdauer der VOF-Simulation ist primär abhängig von der Anzahl der Zellen, die berechnet werden. Da die Länge der Platine keinen Einfluss auf die Beschichtungsverschiebung und insbesondere die Entstehung des „Dryspot“ nimmt und nach einem kurzen Einlaufbereich die Temperaturverteilung über die Formplatte sehr homogen ist, wird nur ein B-Säulen-Kopf für die Simulation betrachtet. Die implementierte Platinengeometrie ist in Abbildung 81 dargestellt.

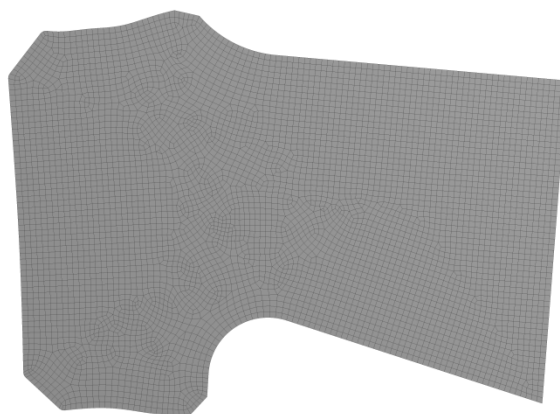


Abbildung 81: Platinengeometrie für Simulation der Temperaturentwicklung bei induktiver Erwärmung.

Zur Vernetzung der Platine ist im Simulationsmodell nach Vibrans [27] wichtig eine Elementanzahl nach Abbildung 82 zu wählen um die magnetische Eindringtiefe und den Skin-Effekt korrekt zu berücksichtigen. Die Platine wird mit einer Dicke von 0.5 mm simuliert, was aufgrund des simulierten

Halbmodells einer 1 mm dicken Platine entspricht. Damit werden 3 Elemente über die Platinendicke in der Simulation der Temperaturverteilung verwendet. Innerhalb der Platinenebene wird eine Elementgröße von 4 mm definiert.

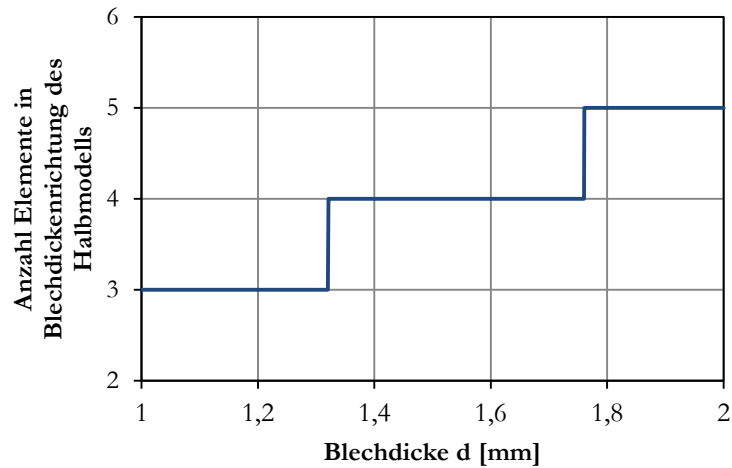


Abbildung 82: Elementanzahl in Blechdickenrichtung in Abhängigkeit der zu vernetzenden Blechdicke (nach [27]).

In der Erwärmungssimulation werden die Induktoren in 126 Schritten mit einem Zeitschritt von 0.1 Sekunden und einem Vorschub von 100 mm/s verschoben. Die daraus resultierende Schrittweite beträgt 10 mm. Die Auswahl der Prozessparameter wird in Anlehnung an die Empfehlungen aus [27] unter Berücksichtigung des vorliegenden VOF-Simulationsfall getroffen.

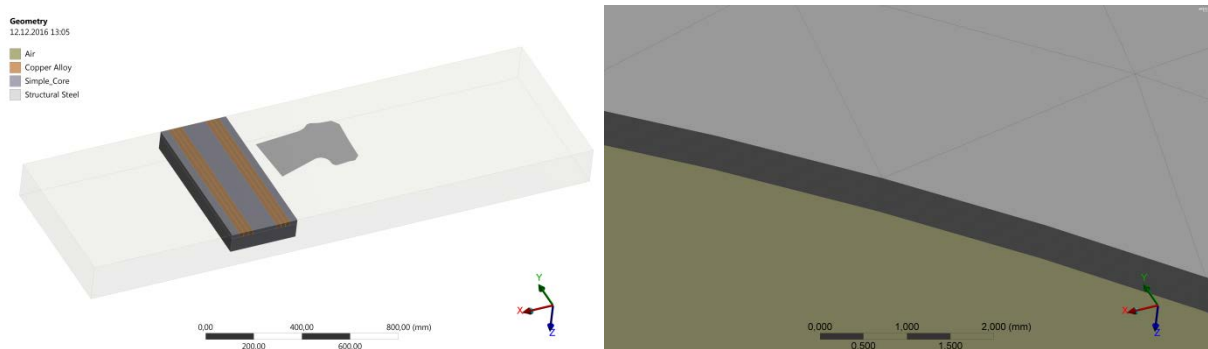


Abbildung 83: Modelldarstellung der Berechnung einer induktiven Erwärmung eines B-Säulenabschnitts (links) und Detailaufnahme der Vernetzung in Blechdickenrichtung (rechts) – Simulationsmodell nach [27].

Auch die elektrischen Parameter werden auf diese Weise so gewählt, dass die Platine im Bauteilinneren die Curietemperatur erreicht, da dies im Fall der Längsfelderwärmung die Zieltemperatur in der finalen Applikation darstellt. Die Induktorspannung wird zu 400 V und die Schwingkreisfrequenz mit 8 kHz (für beide Induktoren) definiert. Es muss darauf geachtet werden, dass die Erwärmungssimulation mit verkürzten Induktoren arbeitet und insbesondere die verwendete Induktorspannung nicht auf die Realität übertragbar ist.

Abbildung 84 zeigt die resultierende Temperaturverteilung nach der induktiven Erwärmung. erwartungsgemäß zeigt die Platine eine homogene Temperatur, die in guter Näherung der Curie-Temperatur entspricht. Der Einlauf der Platine sowie die Randbereiche zeigen eine reduzierte Temperatur.

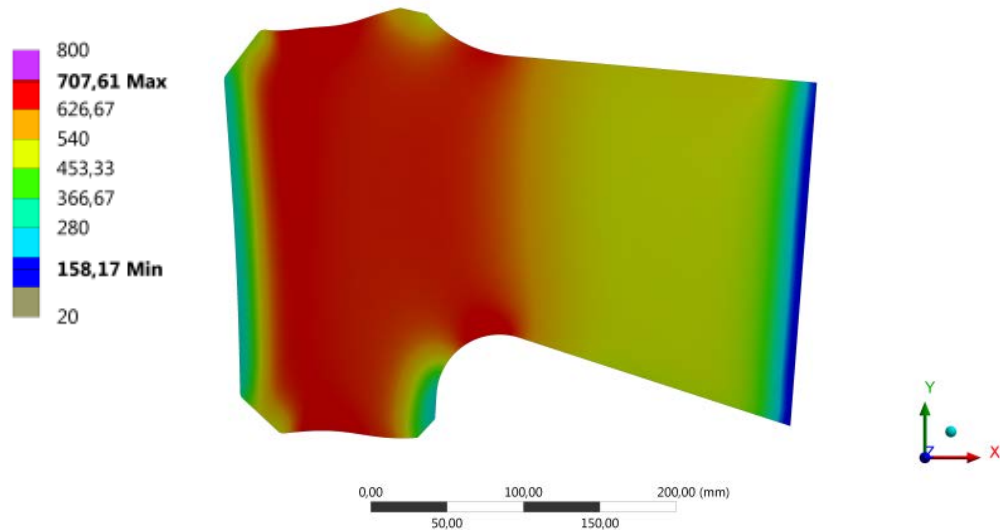


Abbildung 84: Temperaturentwicklung über den B-Säulenabschnitt während der induktiven Erwärmungssimulation nach [27], zum Zeitpunkt $t=8s$

Für die Generierung der Inputdatei für die CFD-Simulation wird auf der Platinenoberfläche ein Auswertungspfad definiert (Abbildung 85). Im Fall der Marangonikraft stellen Temperaturgradienten die Triebkraft dar. Daher wird der Pfad so definiert, dass er insbesondere den Platinenkantenbereich umfasst, da dort die höchsten Temperaturgradienten auftreten.

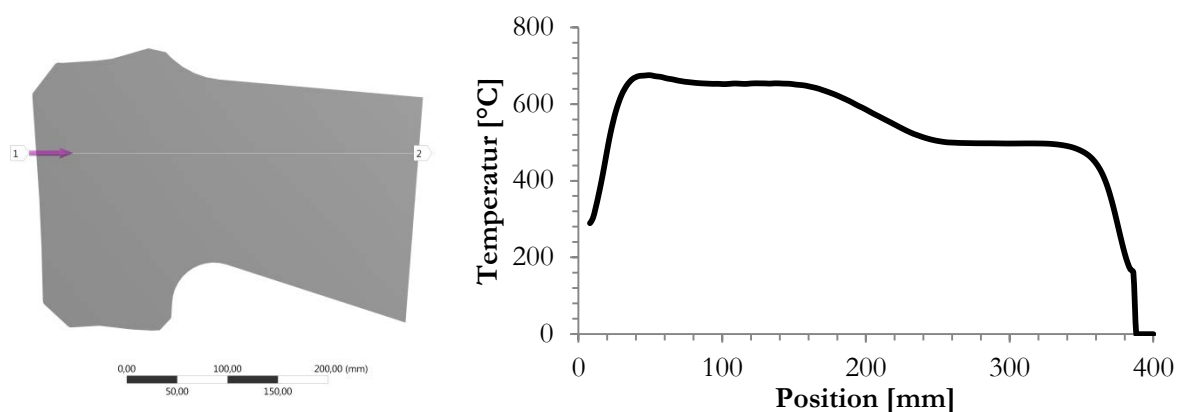


Abbildung 85: Mess- und Auswertungspfad an einem simulierten B-Säulenabschnitt mit Temperaturentwertung am Zeitpunkt 8 Sekunden.

Entlang dieses Pfads wird die Temperatur in 200 Punkten in 0,1 s-Schritten ausgelesen und in einer Exceltabelle abgelegt. Die Daten müssen für die User-defined-function in einem fest definierten Format in einer .txt-Datei vorliegen, damit die Daten korrekt ausgelesen bzw. indiziert werden können.

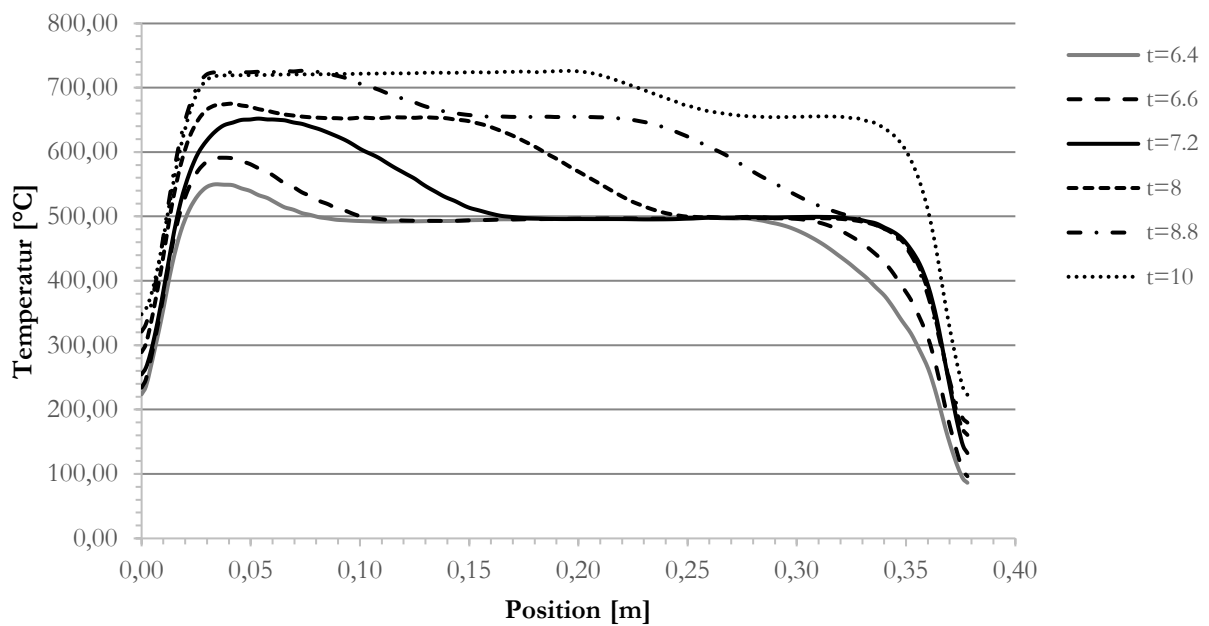


Abbildung 86: Simulierte Platinentemperatur über den in Abbildung 85 indizierten Auswertungspfad für Zeitschritte von 6.4 bis 11.6 Sekunden

Der Verlauf der Temperatur für variierende Zeitpunkte während der induktiven Erwärmung entlang des in Abbildung 85 gezeigten Pfades ist in Abbildung 86 dargestellt. Die Schmelztemperatur der AlSi-Beschichtung liegt bei 580°C . Dieser Wert ist für die Beschichtungsverschiebungs-Simulation von besonderer Relevanz, da dort mit der höchsten Erwartungswahrscheinlichkeit die Beschichtungsdepression auftritt. Daher kann ein erstes Beschichtungsaufschmelzen nach circa 6.6 Sekunden in einer Entfernung von 30 mm von der Platineneinlaufseite aus gesehen beobachtet werden. Auf Basis dieser Ergebnisse wird der Simulationsbereich für die VOF-Simulation auf die ersten 100 mm begrenzt um Berechnungsressourcen zu sparen und dennoch keine wichtigen Effekte zu vernachlässigen. Weiter distanzierte Blechbereiche werden homogen erwärmt, lediglich am Ende der Platine ist wiederum ein Abfall zu erwarten. Des Weiteren wird die Anfangszeit der Initiierung des Simulationsmodells auf 6.4 Sekunden gesetzt, da vor Überschreitung der Schmelztemperatur keine Verschiebungseffekte zu erwarten sind. Die Berechnungsdauer beträgt für diesen Vorgang in 2D bereits 31 Tage auf 32 Kernen. Das Ergebnis der Schichtverschiebung ist analog zu den fiktiven Temperaturprofilen in der Darstellung der VOF0.5-Linie über die Blechlänge in dargestellt.

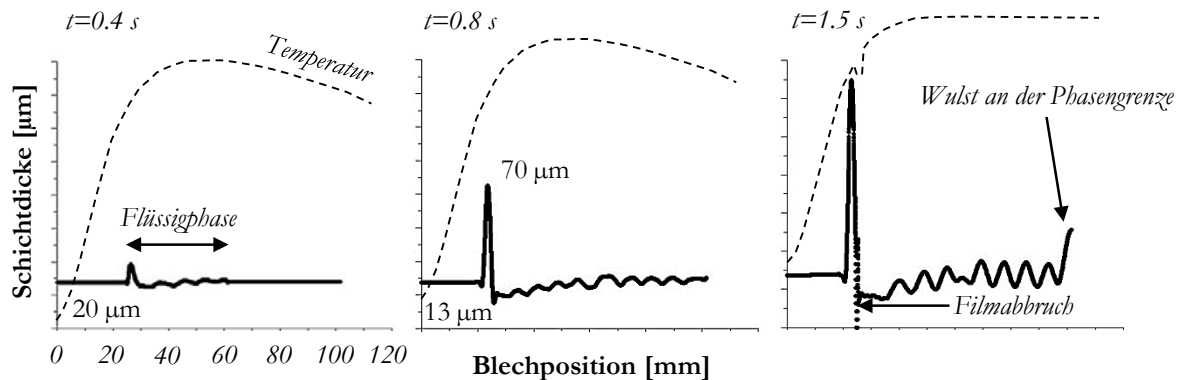


Abbildung 87: Zeitlicher Verlauf der Beschichtungshöhe einer AlSi-Beschichtung bis hin zu Filmabbruch bei Simulation des Marangonieffektes und aufgeprägtem Temperaturprofil, entnommen aus einer induktiven Erwärmungssimulation eines Pfades an einem B-Säulen Fuß (siehe gestrichelte Linie).

Es wird ersichtlich, dass eine Tiefpunktbildung sowie ein Filmabbruch erwartungsgemäß bei einer Position von $\sim 30\text{ mm}$ von der Platinenstirnseite entfernt eintritt, da der Schmelzpunkt an dieser Stelle zuerst überschritten wird. Die Beschichtungsverschiebung bildet zum einen eine Anhäufung an der Platinenkante, da hier eine lokale Unterkühlung simuliert wurde und andererseits eine wellenförmige Propagation entlang der Schmelzfront. Ebenfalls analog zu den vorherigen Simulationsergebnissen tritt eine Beschichtungswulst bzw. -welle an der Schmelzfront auf, die sich letzten Endes an der hinteren Platinenkante anhäufen würde. Dies geht einher mit der experimentell beobachteten Beschichtungsanhäufung am Platinenende des Bumperbauteils. Im Hinblick auf den Ort der Tiefpunktbildung und des Filmabbruchs kann wiederum bestätigt werden, dass es weniger auf die absolute Höhe der Temperatur ankommt, sondern vielmehr die Höhe des Temperaturgradienten die Position des Filmabbruchs dominiert. Äquivalent zu den Untersuchungen mit fiktiven Temperaturprofilen und hohen Aufheizgeschwindigkeiten, kann eine starke Erhöhung der Strömungsgeschwindigkeit verzeichnet werden.

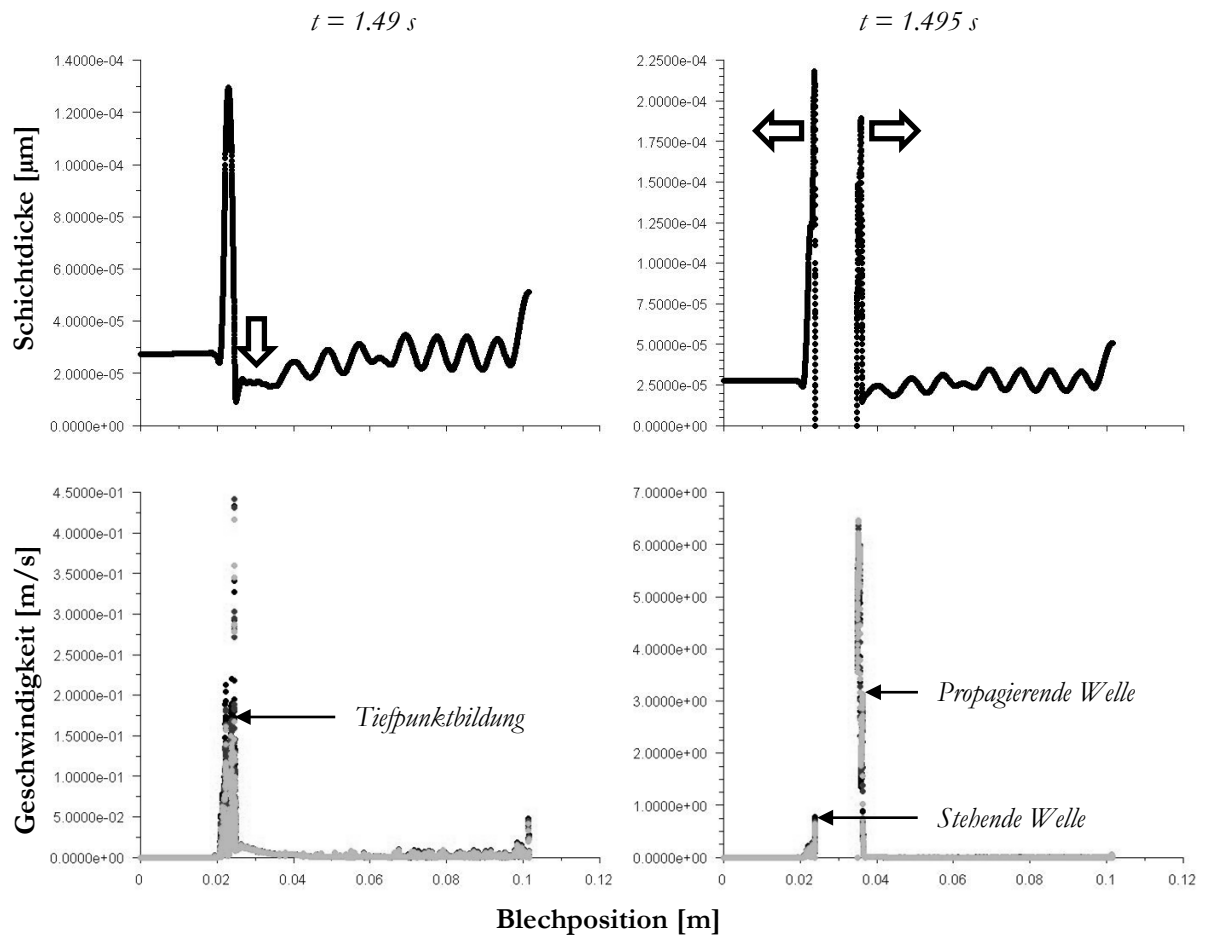


Abbildung 88: Tiefpunktbildung und Beschichtungsverschiebung nach 1.49 s (links), respektive 1.495 s (rechts) in der Darstellung der Position der VOF0.5 Linie (oben) und der Geschwindigkeitsamplitude (unten).

Abbildung 88 verdeutlicht den simulierten Anstieg der Strömungsgeschwindigkeit nach Trockenpunktbildung und zeigt mit knapp $200 \mu\text{m}$ die Größenordnung einer Beschichtungsverschiebung nach einer Tripelpunktbildung auf. Hieraus wird deutlich, dass insbesondere die Entstehung eines solchen Trockenpunktes, der mit einer signifikant gesteigerten Strömungskinetik einhergeht, im Hinblick auf die Prozessrobustheit und Beschichtungshomogenität vermieden werden muss. Eine geringfügige und wellenförmige Bewegung wie auf der linken Seite von Abbildung 88 dargestellt führt zwar auch zu einer sichtbaren Anhäufung der Beschichtung am Ende der Platine – jedoch werden im Rahmen dieser Arbeit Ansätze aufgezeigt um dieser Art der Strömung partiell zu Unterbrechen und eine globale Beschichtungsansammlung zu vermeiden. Der Anstieg der Strömungsgeschwindigkeit bei Erreichen des Tripelpunktes sowie die Größenordnung der vorangehenden Strömung ist in Abbildung 89 verdeutlicht.

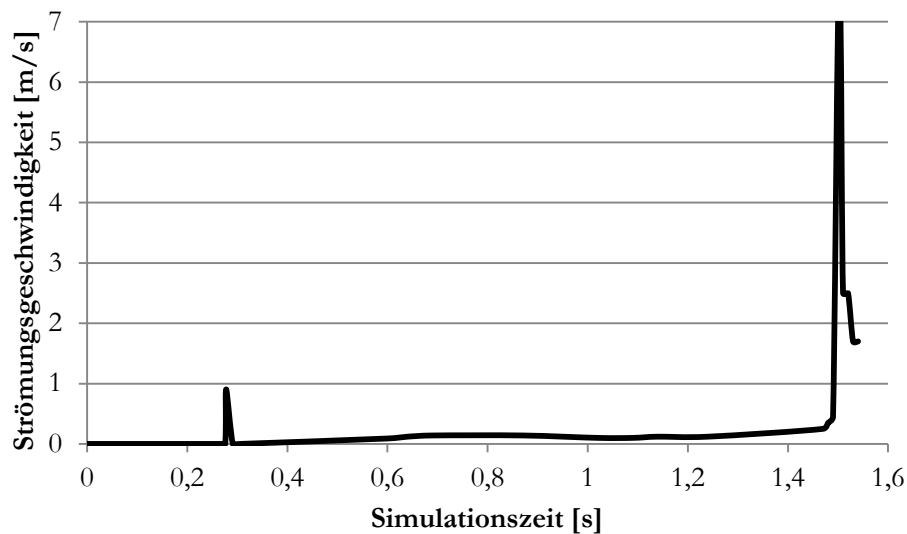


Abbildung 89: Maximale Strömungsgeschwindigkeit im Verlauf der VOF-Simulation, beginnend bei 6.4 Sekunden, respektive bei einer Temperatur unterhalb der Schmelztemperatur von 580°C.

Im Verlauf zeigen sich zwei charakteristische Punkte bzw. Bereiche mit signifikant erhöhten Werten für die simulierte Strömungsgeschwindigkeit der AlSi-Beschichtung. Nach ungefähr 0.3 Sekunden Simulationszeit ist ein Anstieg der maximalen Geschwindigkeit auf bis zu 1 m/s zu verzeichnen, wohingegen die Strömungsgeschwindigkeit im Vorfeld im Bereich zwischen 0 und 3 $\mu\text{m/s}$ beträgt. Der abrupte Anstieg kann in der Schmelzinitiiierung zu diesem Zeitpunkt gefunden werden. Besonders signifikant ist der Anstieg der Strömungsgeschwindigkeit auf bis zu 7 m/s nach ca. 1.5 Sekunden, der sich mit dem Filmabbruch analog zu Abbildung 88 erklären lässt. Zwischenzeitlich sind auch bereits Geschwindigkeiten von ca. 0.1 m/s festzustellen, die in der Größenordnung der Beschichtungsdicke von 20 μm ebenfalls nicht zu vernachlässigen sind und zu einer deutlichen Anhäufung am Platinenende führen. In Abbildung 90 sind die jeweiligen Strömungslinien an drei charakteristischen Blechbereichen vor der Trockenpunktentstehung dargestellt. Hierbei wird verdeutlicht, dass insbesondere vor einer Delamination die Beschichtungsverschiebung mit lokaler Verstärkung an der zukünftigen Position des Trockenpunktes, auf einem niedrigen Niveau verläuft. Die Anhäufung und damit verbundene höhere Strömungsgeschwindigkeit ist mit der Randbedingung sowie der finiten Modellgeometrie zu erklären.

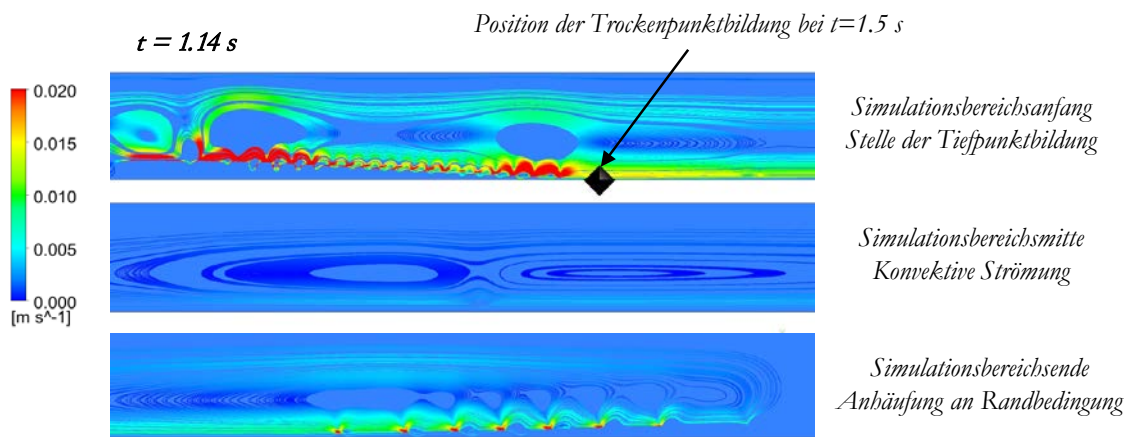


Abbildung 90: Darstellung der Strömungslinien bei einer Simulationszeit von 1.14 Sekunden für drei charakteristische Blechbereiche

Interessant ist darüber hinaus auch der Vergleich der Beschichtungsverschiebung vor der Trockenpunktbildung mit der Vorschubgeschwindigkeit der Platine im Realexperiment. Geht man davon aus, dass die Platine mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 100 mm/s durch die induktive Erwärmungsanlage transportiert wird, liegt die Strömungsgeschwindigkeit der Flüssigphase mit 5-50 mm/s in einer vergleichbaren Größenordnung, solange es nicht zu einem Aufreißen der Beschichtung kommt. Auf Basis der Simulationsergebnisse wäre es demnach möglich der Beschichtungsverschiebung vorwegzueilen, insofern es zu keinem Filmabbruch und einer Erhöhung der Flüssigphasengeschwindigkeit kommt, die in der Größenordnung von mehreren Metern pro Sekunde liegt.

4.3.3 Beschichtungsverschiebung in Lochregionen

Die Simulation wird von 2D auf 3D um eine Dimension ergänzt um das Verhalten der Beschichtung an einem Loch zu untersuchen. Dies ist insbesondere von Relevanz, da sich an einem Loch der Querschnitt ändert und es damit sowohl zu einer Verringerung der absoluten Beschichtungsmenge als auch zur Ausbildung einer inhomogenen Temperaturverteilung kommt. Wie bereits erwähnt stellen Temperaturgradienten die Triebkraft für Marangonikonvektion dar. Daher spielen explizit die Bereiche mit hohen lokalen Temperaturgradienten für das Verständnis der Beschichtungsverschiebung eine große Rolle.

Für die Simulation der Temperaturverteilung wird modellhaft eine Rechteckplatine mit zentralem Loch (Durchmesser 20 cm) konstruiert. Die Geometrie wird bewusst einfach gewählt, da sonst die Umsetzung in einer 3D-VOF-Simulation einen hohen Rechenaufwand zur Folge hätte. Auch soll versucht werden das Modell möglichst weit zu abstrahieren um explizit den unerwünschten Effekt der lokalen Beschichtungsverschiebung beobachten zu können. Die Platine für die induktive Erwärmungssimulation wird analog zum B-Säulenabschnitt und nach Abbildung 82 in Dickenrichtung mit 3 Elementen vernetzt.

Im Halbmodell entspricht dies einer Blechdicke von 0.5 mm und einer gesamten Platinenstärke von 1 mm. Innerhalb der Platinenebene werden Elementgrößen von 2.5 mm definiert.

Die Induktoren werden in 47 Schritten über die Platine verschoben. Hierbei werden ein Zeitschritt von 0.3 s, eine Vorschubgeschwindigkeit von 100 mm/s und eine Schrittweite von 30 mm gewählt.

Die simulativ ermittelte Temperaturverteilung um das Loch soll über eine entsprechend ergänzte dreidimensionale Matrix-UDF dem Simulationsmodell hinterlegt. Zwischen den einzelnen Messwerten wird wie auch bereits im zweidimensionalen Fall linear approximiert.

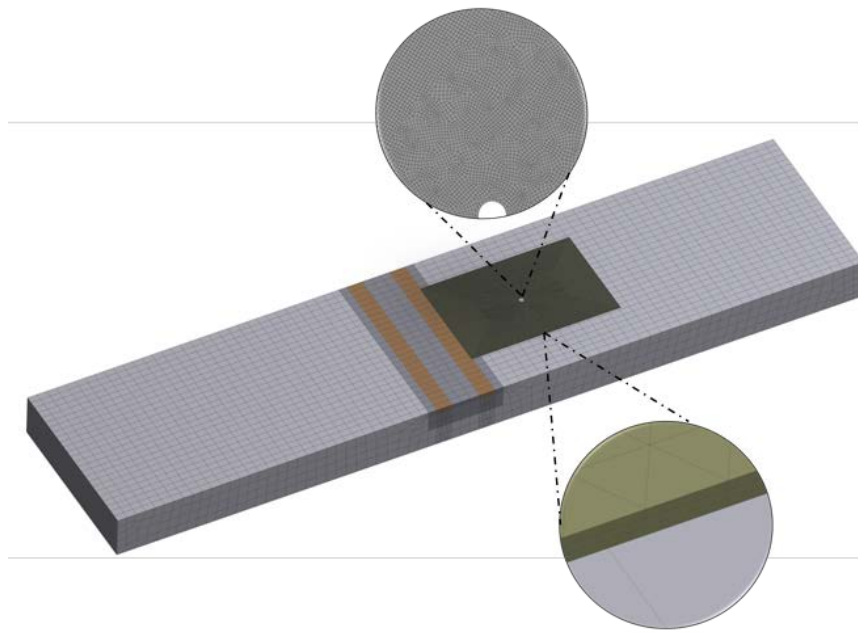


Abbildung 91: Darstellung des Simulationsmodells nach [27], für die induktive Erwärmung einer rechteckigen Formplatine mit einem zentralen Loch und einer zweifachen Induktordanordnung.

Die elektrischen Parameter werden so gewählt, dass die Platine im Bauteilinneren nach Induktordurchlauf die Curie-Temperatur erreicht. Zur Simulation des Inputs für die dreidimensionale UDF werden in Blechlängenrichtung 17 Auswertungspfade mit einem Pfadabstand von 2.5 mm erstellt und im Pre-processing ausgewertet. Zwei Pfade sind in Abbildung 92 für den Zeitschritt 10.2 Sekunden exemplarisch dargestellt.

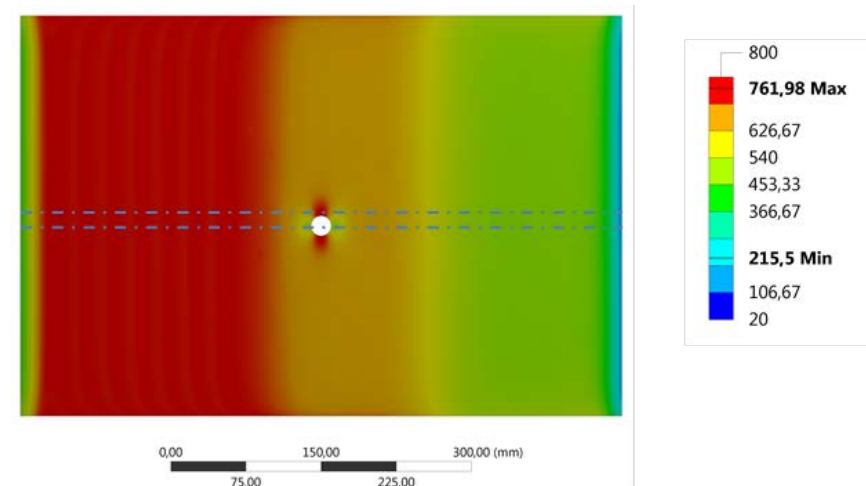


Abbildung 92: Darstellung der simulierten Temperaturentwicklung bei der induktiven Erwärmung mit Indizierung zweier Auswertungspfade für einen Zeitschritt nach 10.2 Sekunden.

Die entsprechenden Temperaturkurven entlang der beiden Pfade können den Diagrammen in Abbildung 93 entnommen werden. Oberhalb des Loches ergibt sich eine Temperaturerhöhung auf 760 °C, wohingegen die Bereiche seitlich der Aussparung ein lokales Temperaturminimum von etwa 530 °C aufweisen. Hieraus resultieren stark lokalisierte Temperaturgradienten sowie partielle Schmelzphase im Bereich um das Loch.

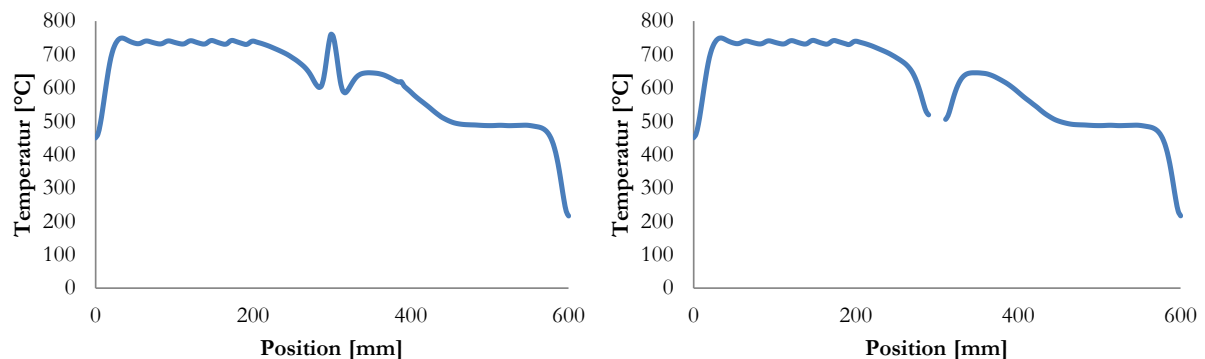


Abbildung 93: Temperaturdarstellung entlang der in Abbildung 92 indizierten Auswertungspfade, neben dem Loch (links) und durch das Loch (rechts) in der Formplatte.

Auf Basis der numerischen Ergebnisse führen die vorliegenden scharfen Gradienten der Temperatur und der magnetischen Feldstärken zu hohen und lokalisierten Triebkräften für eine Flüssigkeitsbewegung in Richtung der Lochseiten. Hier wäre demnach eine Anhäufung von flüssiger Aluminium-Siliziumbeschichtung zu erwarten. Diese würde sich im weiteren Prozessverlauf wiederum mit der zeitlich verzögert auftreffenden globaleren Beschichtungsfront vermischen. Ein Abbau des Temperaturgradienten aufgrund Angleichung der Temperatur in den Lochbereichen führt schließlich zur Reduktion der Triebkraft und zur sukzessiven Reduktion der Beschichtungsinhomogenität um das Loch.

Abbildung 94 zeigt die Lochgeometrie sowie die Vernetzung für die VOF-Simulation nach VDI-Richtlinie 2906 „Schnittflächenausbildung“. Die Ausmaße belaufen sich auf eine Breite von 20 mm und eine Länge von 100 mm, mit einem Luftvolumen von 0.5 mm Höhe und einer Beschichtungsdicke von 20 μm . Die Vernetzung erfolgt im Vergleich zur ebenen VOF-Simulation mit einem regelmäßigen Hexaedernetz und einer Netzvergrößerung im Luftraum.

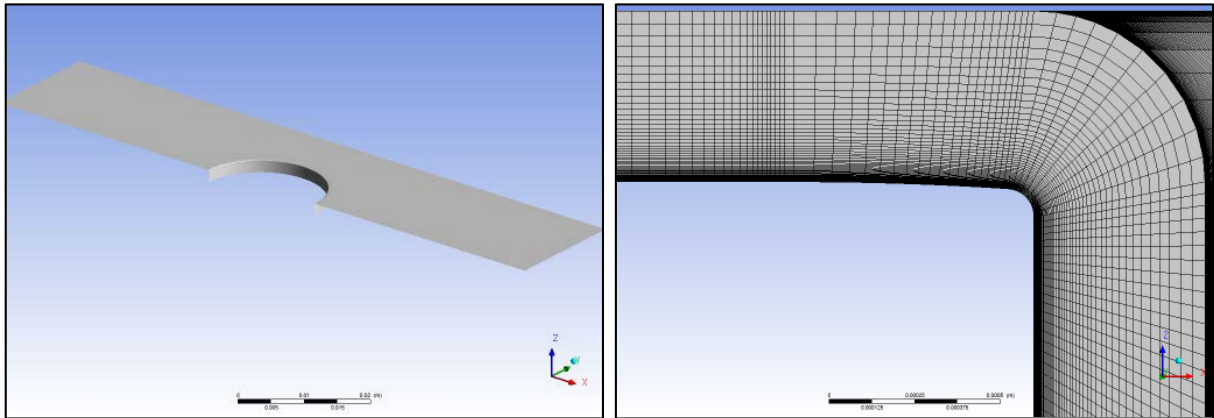


Abbildung 94: Geometrie und Vernetzung des zentralen Loches in der Rechteckplatte

Für eine grundlegende Machbarkeit wird zunächst eine Berechnung mit dem zur Verfügung stehenden Simulationsmodell in 2D und einem dreieckigen Temperaturprofil mit einem Maximum der Temperatur im Radius durchgeführt. In den horizontalen und vertikalen Bereichen ist eine Berechnung ohne Probleme durchführbar, jedoch ergibt sich aufgrund der Krümmung im Bereich des Radius ein oberflächenspannungsinduzierter Druck auf der konkaven Seite. Dies führt zu hohen Druckdifferenzen am Auslauf der Krümmungen (vgl. Abbildung 95) und zu Strömungsentstehung im Fluid (feste Phase). Der Quellterm reicht in diesem Fall nicht aus um den Solid in Ruhe zu halten und die Lösung des Modells konvergiert nicht. Auch ein manuelles Erhöhen der Viskosität des solids führt zu sehr hohen Geschwindigkeiten bei Phasenübergang der festen in die flüssigen Phase, da bereits kleine Krümmungsradien, Druckdifferenzen zur Folge haben und auch die Luft an der VOF-Grenze die Eigenschaften in einem einphasigen VOF-Modell bestimmt (anteilmäßig).

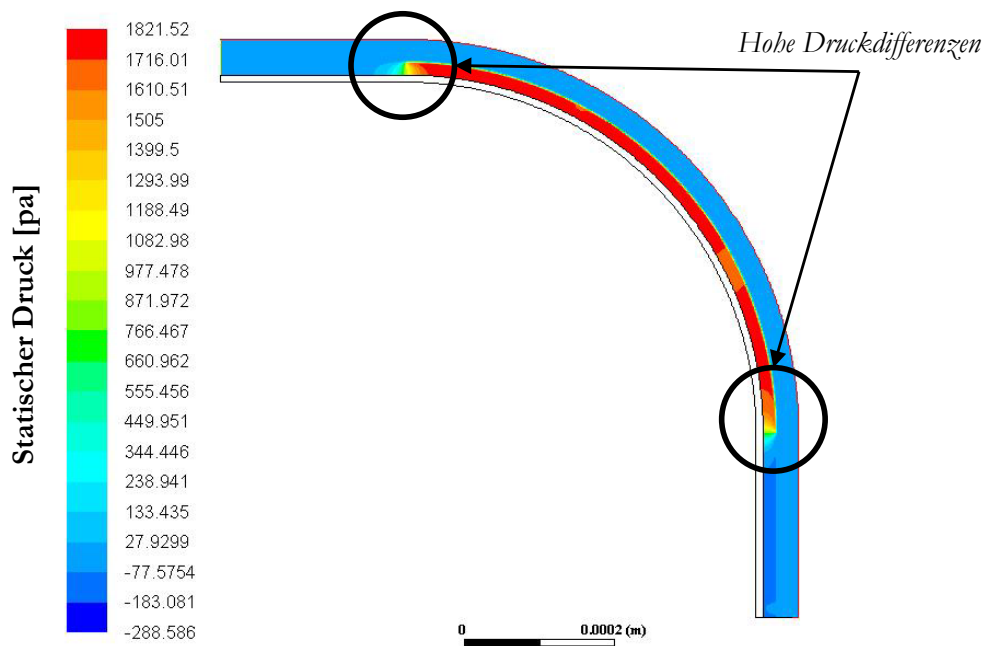


Abbildung 95: Konturplot des statischen Druckes bei VOF-Simulation eines Krümmungsradius (2D) mit zentral erhöhter Temperatur.

In Zusammenarbeit mit Fa. Ansys Germany wird das Modell aufbauend auf der Problemstellung in ein Multiphasenmodell überführt, in dem die Schicht und die Luft voneinander unabhängige Geschwindigkeitswerte aufweisen. Die Überführung in ein Multiphasenmodell sowie eine Veränderung der Viskosität im festen Zustand auf 1 kg/ms (Flüssigkeit 0.00235 kg/ms) führt zu einem lösbaeren Modell, das sehr kleine Zeitschrittweiten erfordert. Es zeigt sich, dass auch in einer dreidimensionalen Berechnung ein äquivalentes Strömungsverhalten von heißen zu kalten Temperaturen bzw. niedrigen zu hohen Oberflächenspannungen zu beobachten ist.

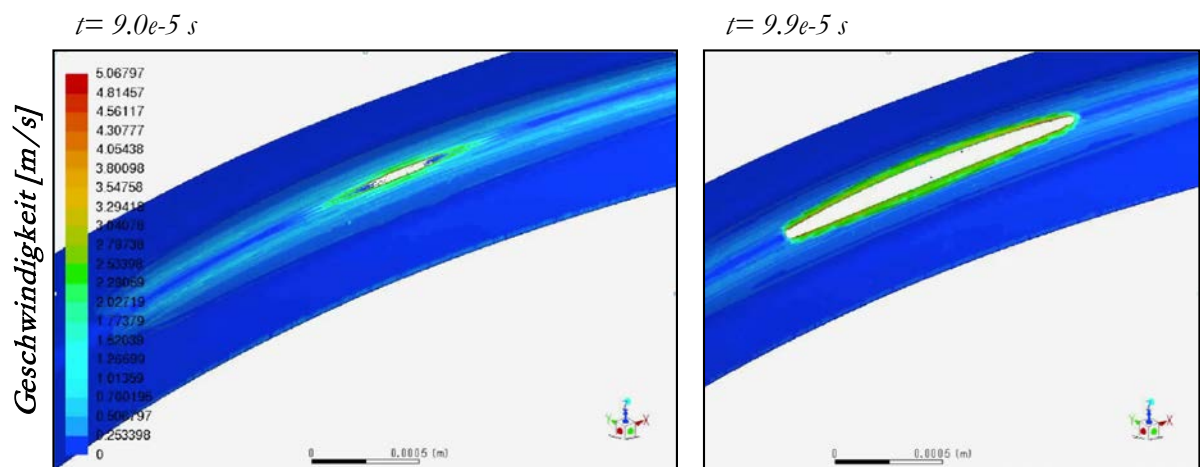


Abbildung 96: Konturplot der absoluten Geschwindigkeitsmagnitude bei Vorlage eines Temperaturgradienten im Lochinnenradius.

Abbildung 96 zeigt einen Konturplot der absoluten Geschwindigkeitsmagnitude bei Applikation eines Temperaturgradienten am Lochinnenradius. Analog zu den 2D-Untersuchungen bilden sich nach Trockenpunktbildungen Strömungsgeschwindigkeiten in der Größenordnung von m/s aus. Die lokal erhöhte Temperatur im Lochinnenradius führt zu einer Depressionsbildung an dieser Stelle sowie zu der in der Abbildung dargestellten Entnetzung. Die Simulation benötigt sehr kleine Zeitschrittweiten um insbesondere den Effekt der Trockenpunktbildung abbilden zu können. Aus diesem Grund ist die Simulation eines realen Temperaturprofils wie ursprünglich veranschlagt in drei Dimensionen, mit einer Krümmung und einem zwei-Phasen-Modell im Rahmen dieser Arbeit nicht durchführbar. Da jedoch gezeigt werden konnte, dass die Ergebnisse und der Effekt aus der zweidimensionalen Berechnung vergleichbar mit dem dreidimensionalen Fall verläuft, kann der zuvor angenommene Verlauf der Beschichtung an Löchern von Bereichen mit lokal erhöhten Temperaturen, hin zu Bereichen mit einer lokalen Temperaturverringerung erwartet werden.

5 Strategien zur Vermeidung einer Beschichtungsverschiebung

Die Ergebnisse aus der numerischen Überlegung und der Simulation zusammenfassend, besteht im Fall des vorliegenden Werkstoffsystems (22MnB5 + AS150) aufgrund von hohen Marangoni- und Lorentzkraften ein Zielkonflikt aus Erwärmungsgeschwindigkeit und Beschichtungsverschiebung. Eine schnelle Erwärmung erfordert den Einsatz hoher Ströme, die wiederum starke Temperatur- und Magnetfeldgradienten zur Folge haben. Daher ist eine Verschiebung der sich bildenden Flüssigphase im kontinuierlichen Durchlaufprozess bei bestehendem Werkstoffsystem nicht vermeidbar. Dieses Kapitel behandelt Ansätze und Lösungsvorschläge um die Beschichtungsverschiebung zu begrenzen bzw. zu behindern um einen robusten Prozess in Kombination mit einer Schnellerwärmung zu generieren.

5.1 Applikation von Flussbarrieren

Wie bereits vorangehend erläutert, gibt es wenige Möglichkeiten technologisch Einfluss auf die wirkenden Kräfte bei der Flüssigphasenverschiebung während der induktiven Schnellerwärmung von AlSi-beschichteten Platinen zu nehmen. Aus diesem Grund werden Konzepte entwickelt mit denen sich eine, nicht vermeidbare, Verschiebung behindern lässt um eine prozesssichere industrielle Anwendung zu gewährleisten. Es hat sich gezeigt, dass eine Unterbrechung des Flüssigphasenkanals die Fortbewegung der Wellenfront stoppen und zu einer lokalisierten Anhäufung von Aluminium-Silizium-Flüssigphase führen kann. In Abbildung 97 ist die Flüssigphasenbewegung auf einer ebenen Oberfläche mit und ohne Flussbarrieren dargestellt. Es wird ersichtlich, dass die Beschichtungsanhäufung bei ungehinderter Strömung über einen dünnen Flüssigkeitsfilm stark anwächst und sich in Bezug auf ein Realbauteil oder eine Formplatte am hinteren Teil des Werkstücks ansammeln würde. Eine Unterbrechung des Propagationskanals führt zu einer Barrierewirkung auf eine globale Verschiebung, wie es in der unteren Darstellung modellhaft gezeigt ist.

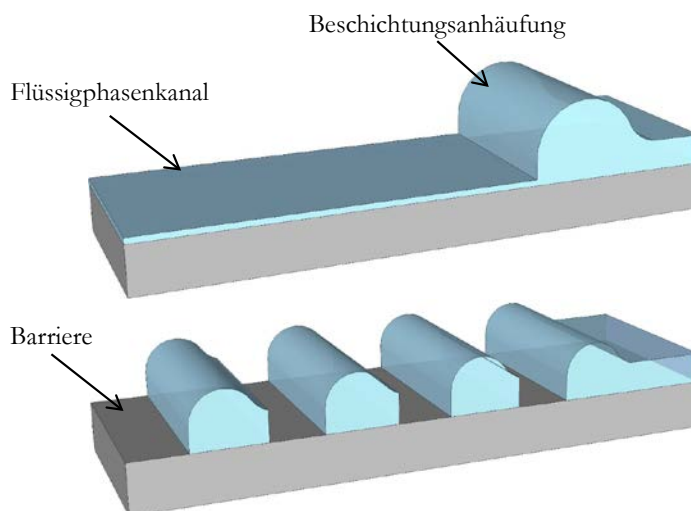


Abbildung 97: Konzeptionelle Darstellung der Applikation von Flussbarrieren in Form von lokaler Schichtentfernung.

Hierbei sind die Barrieren schematisch zunächst durch Beschichtungsfehlstellen verdeutlicht (wobei die Substratoberfläche im vorliegenden Applikationsbeispiel die hochschmelzende Interdiffusionsschicht darstellt).

In dieser Arbeit werden verschiedene Konzepte zur Unterbindung eines Flüssigphasenkanals untersucht, die im Folgenden näher erläutert werden. Alle Konzepte zusammen, zielen darauf ab wie in Abbildung 97 quantitativ gezeigt eine nichtschmelzende und/oder benetzende Barrierephase in bestimmten Abständen zur Behinderung einer globalen Beschichtungsverschiebung zu erzeugen.

5.1.1 Oberflächentexturierung

Eine naheliegende Idee zur Erzeugung von nichtschmelzenden Zwischenphasen stellt die Einbringung von geometrischen Kerben bzw. Ritzen bis auf die Interdiffusionsschicht der Al-Si-Beschichtung (7-10 μm) dar. Aufgefallen ist die behindernde Wirkung während der induktiven Erwärmung einer lokal beschädigten und aluminium-silizium-beschichteten Probe. Der hohe Härtegradient zwischen der eisenreichen Interdiffusionsschicht und der weichen feueraluminiierten Beschichtung vereinfacht die mechanische Einbringung von Kerben. In Abbildung 98 ist eine derartige Kerbe im Querschliff durch die Ritzspur dargestellt. Es wird ersichtlich, dass im Scheitelpunkt der Kerbe eine Interdiffusionsschichtdicke von circa 8 μm Dicke erhalten bleibt.

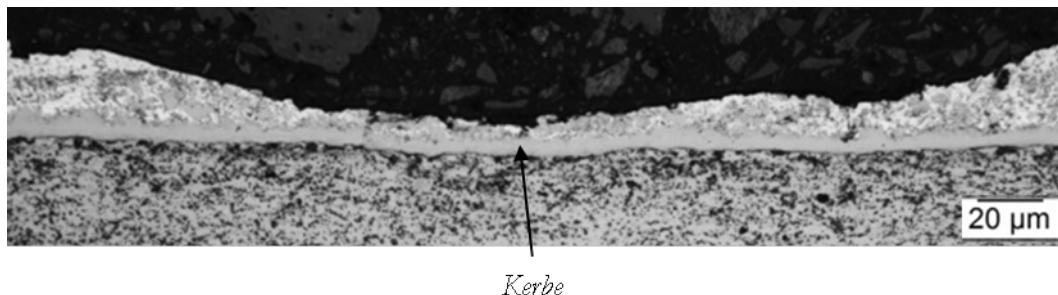


Abbildung 98: Querschliff senkrecht zu einer mechanischen Einkerbung der AlSi-Beschichtung auf einer mit AS150-beschichteten Stahloberfläche.

Der Schmelzpunkt, der in der Ritzspur zurückbleibenden eisenreichen Interdiffusionsschicht liegt signifikant oberhalb der induktiven Vorerwärmungstemperatur in Größenordnung der Curie-Temperatur von ca. 730 °C. Bei einer induktiven Schnellerwärmung wird in den Kerbbereichen ein fest-flüssig Phasenübergang vermieden und es kommt zu einem Abbruch der zunächst kontinuierlichen wellenförmigen Fortbewegung der Flüssigphase.

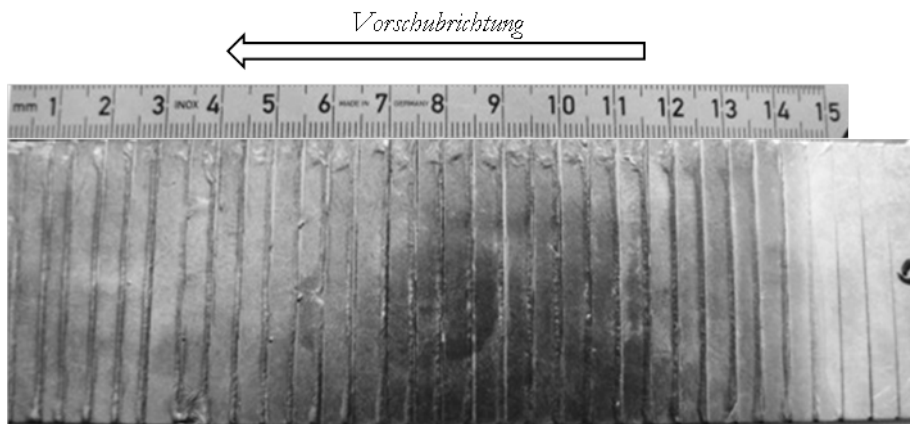


Abbildung 99: Induktiv erwärmte (68 A, 20 mm/s) und gekerbte Probe ($d=0.5$ mm)

In Abbildung 99 kann der Rissstopeffekt geometrischer und nicht-schmelzender Kerben beobachtet werden. Die flüssige Phase läuft alternierend bis zu den Rissen und bleibt dort arretiert und häuft sich an. Um den Einfluss einer angeschlossenen Ofenerwärmung auf die Beschichtungsanhäufung zu beobachten werden die Proben im weiteren Verlauf bei 950°C für sechs Minuten in einem Kammerofen wärmebehandelt. Hierbei wird ein Effekt deutlich, der des Öfteren auch als „Ausheilen“ der aluminiumsilizium Beschichtung bezeichnet wird (Abbildung 100). Die niedrigschmelzenden und aluminiumreichen Anhäufungen schmelzen im Ofen an und glätten sich mit fortlaufendem Diffusionsfortschritt im Ofen ein.

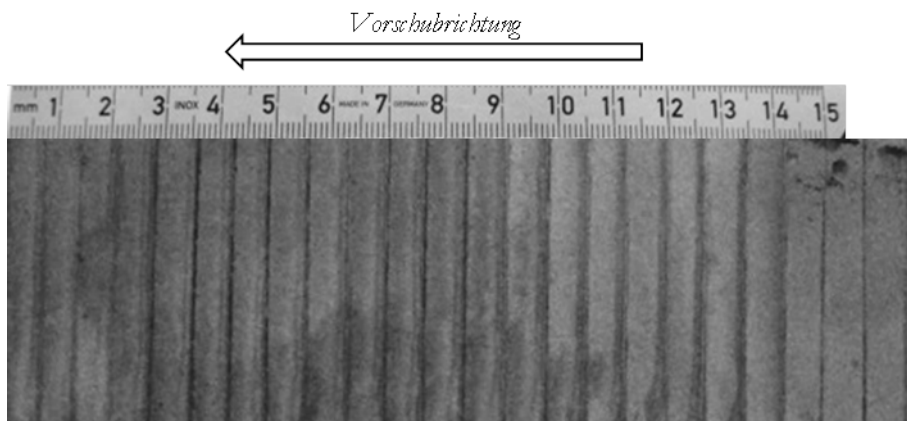


Abbildung 100: Induktiv erwärmte (68 A, 20 mm/s) und gekerbte Probe ($d=0.5$ mm) mit nachgelagerter Ofenerwärmung über 6 Minuten bei 950°C .

Ersichtlich ist auch, dass sich die Beschichtung an den Blechkanten konzentriert und von der Streifenmitte verdrängt wird. Die Erwärmung im Induktor führt zu einer Temperaturerhöhung an den Kanten im Vergleich zur Blechmitte. Daher wird die Beschichtung hier zunächst verflüssigt, weshalb die Beschichtung aus der Mitte im weiteren Prozess zum Rand hin abfließt. Ein weiterer Grund für die Konzentration in Randbereichen könnte in inhomogenen elektrohydrodynamischen Lorentzkraften liegen,

die die Beschichtung aus der Mitte (hoher magnetischer Druck) in die Randbereiche (niedrigerer Druck) schiebt.

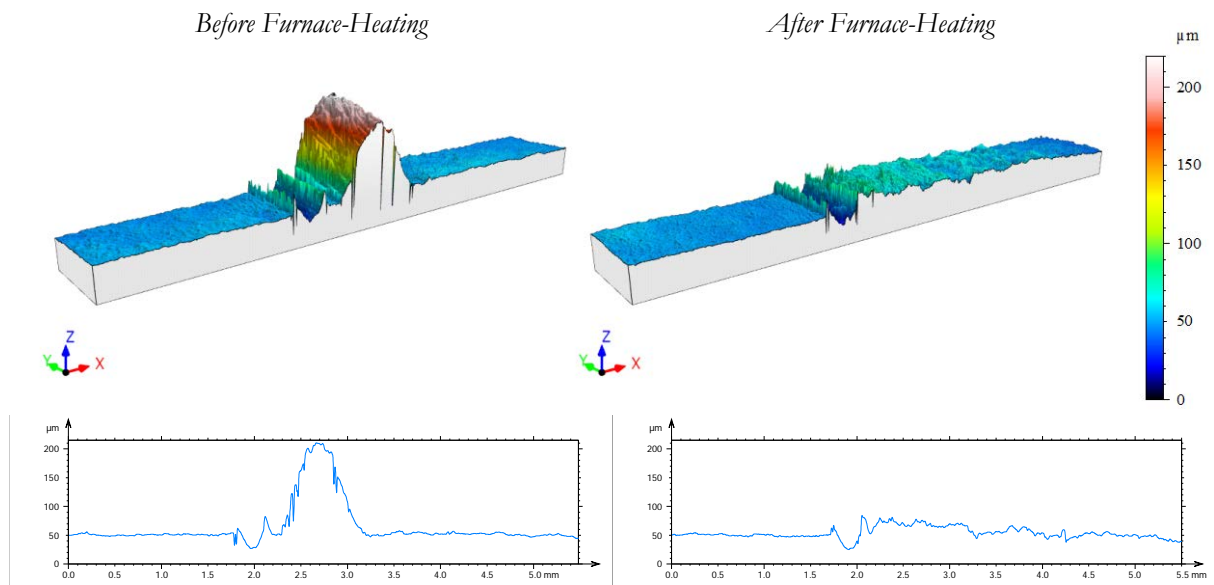


Abbildung 101: Konfokalmikroskop- und Topographiedarstellung einer Kerbe nach der induktiven Erwärmung (68 A, 20 mm/s) - links, sowie nach nachgelagerter Ofenerwärmung bei 950 °C über eine Verweilzeit von 6 Minuten.

In der Topographiedarstellung (Abbildung 101) aufgenommen mittels 3D-Konfokalmikroskopie ist die Beschichtungsentwicklung nach der induktiven Erwärmung sowie das Einglätten im nachgelagerten Ofen ersichtlich. Bei Kerbabständen von 2 Zentimeter kommt es zu wulstartigen Anhäufungen von bis zu 150 µm, die sich im Ofen auf eine durchschnittliche Erhöhung von 15-20 µm einglätten. Der Scheitelpunkt der Kerbe liegt 25 µm tiefer als der umgebende Bereich. Es ist ersichtlich, dass es zwar zu einer starken Abflachung der Erhebung kommt, die überschüssige flüssige AlSi-Phase jedoch vor dem Erstarren nicht in den Riss läuft und diesen füllt.

Metallographische Untersuchungen zeigen (vgl. Abbildung 102), dass es durch eine nachfolgende Ofenbehandlung in einem Kammerofen bei 950°C über sechs Minuten zu einer Bildung von Korrosionsprodukten in den Risspuren kommt (Atmosphäre). Dies ist dadurch zu erklären, dass die Interdiffusionsschicht, die aufgrund der mechanischen Einkerbung partiell freigelegt wird äußerst eisenreich ist [80]. Nach [130] ist der Eisengehalt der Interdiffusionsschicht neben der vorliegenden Temperatur auch stark von der Schmelztauchverfahrenszeit abhängig. Eine höhere Zeit und Temperatur im Schmelztauchprozess führt zu einer Anreicherung von Eisen in der Interdiffusionsschicht und damit zu einem geringeren Schutzeffekt durch verbleibende Aluminiumanteile. Hinzu kommt, dass im Kerbbereich eine deutliche Randentkohlung zu erkennen ist, die in nicht-gekerbten Probenbereichen nicht zu identifizieren ist. Möglich ist auch eine vollständige Entfernung bis in Substratbereiche (vgl. Abbildung 102)

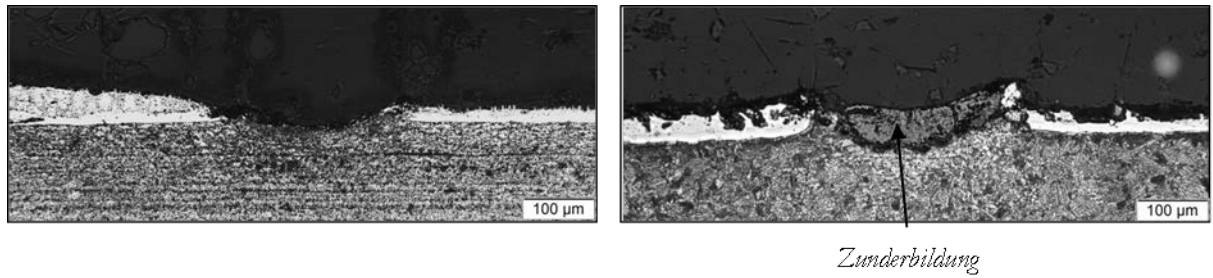


Abbildung 102: Lichtmikroskopische Aufnahme des Gefüges eines Querschliffes senkrecht zu einer Entfernungslinie in AS150, links vor der Ofenerwärmung, rechts nach 6 Minuten bei 950°C in einem Kammerofen.

Eine Möglichkeit die Oberfläche von Bandmaterial zu texturieren stellt der Dressierprozess dar, wobei Verfahren wie das elektroerosive- (EDT) oder elektronenstrahl-Texturieren (EBT) für Rollen weitgehend etablierte Prozesse bei Stahlherstellern darstellen [149]. Da die Bildung eines Flüssigphasenkanals jedoch auf jeden Fall vermieden werden muss und dies eine nichtschmelzende Zwischenphase erfordert muss eine Texturierung mindestens bis auf die nichtschmelzende Interdiffusionsschicht erfolgen. Die hierbei auftretende Zunderbildung schließt die mechanische Einbringung von Barrieren daher bereits im Vorfeld zwecks mangelnder technologischer Anwendbarkeit aus und wird in der vorliegenden Dissertationsschrift nicht weiter berücksichtigt. Nichtsdestotrotz würde eine derartige mechanische Einbringung von Flussbarrieren die, in Bezug auf die Wirtschaftlichkeit und Applikation im Entstehungsprozess des Ausgangsmaterials, vermutlich zielorientierteste und einfachste Lösung darstellen.

5.1.2 Lokales vordiffundieren der AlSi-Beschichtung

Als Fazit aus 4.4.2.1 lässt sich schließen, dass eine lokale Unterbindung des Aufschmelzens zwar die Beschichtungsverschiebung unterbrechen sowie global unterbinden kann, es aber darüber hinaus zu Korrosion in den Kerbbereichen kommt, die auf der lokalen Beschädigung der Beschichtung durch mechanische Einwirkung zurückzuführen ist. Ein lokales Umschmelzen bzw. Vordiffundieren der Beschichtung würde den Schmelzpunkt durch Eisenanreicherung signifikant erhöhen und damit ebenfalls eine Barrierewirkung generieren, ohne die Zunderschutzwirkung der Beschichtung lokal zu beeinträchtigen. Voraussetzung dafür wäre, dass sich die erzeugten Barrieren nicht benetzen lassen oder die Kinetik des Benetzungsvorgangs träger als die Vorschubgeschwindigkeit des Bleches ist. Die Substitution zweier Kerben bzw. Beschichtungsfehlstellen durch hochschmelzende Fe-Al-Si-Phase ist in Abbildung 103 schematisch dargestellt.

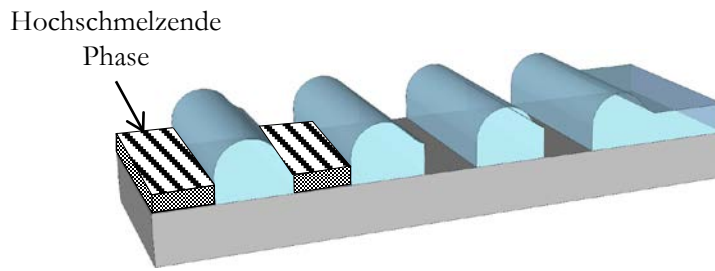


Abbildung 103: Konzeptionelle Darstellung der Applikation zweier Flussbarrieren in Form von lokalen hochschmelzenden Phasen.

Thermisch aktivierte Diffusionsprozesse in Metallgittern entlang eines Konzentrationsgradienten ($\frac{\partial c}{\partial x}$) können mit dem ersten Fickschen Gesetz in Abhängigkeit eines systemspezifischen Diffusionskoeffizienten $D(T)$ numerisch beschrieben werden [150]:

$$J = -D \frac{\partial c}{\partial x} \quad (64)$$

mit

$$D = D_0 \cdot \exp\left[-\frac{H_{LD}}{kT}\right] \quad (65)$$

In Gleichung 65 stellt H_{LD} die Aktivierungsenergie und D_0 eine temperaturunabhängige Diffusionskonstante dar. Die komplexe Abhängigkeit der Diffusion von expliziten Bildungsenthalpien intermetallischer Fe-Al-Si-Phasen und Temperatur, Zeit sowie lokalen Konzentrationsgradienten erschwert eine exakte Bestimmung und Vorhersage der resultierenden Phasen nach Wärmebehandlung. Insbesondere das Auftreten konvektiver Badströmungen und anderer Effekte die bei stark lokalisierter Schnellerwärmung eine Rolle spielen und komplexe Wechselwirkungen aufweisen stellen große Hindernisse dar. Daher wird in dieser Arbeit auf Literatur zur Diffusionscharakteristik von Al und Fe (z.B. [80, 81]) sowie diverse Phasendiagramme zurückgegriffen. Stabile Phasendiagramme sind in Hinblick auf die bei der induktiven Erwärmung vorherrschenden Aufheizraten zwar unpräzise, dennoch lässt sich eine proportionale Abhängigkeit des Schmelzpunktes mit dem Eisengehalt ablesen und auch experimentell nachweisen. Der Prozess der Vordiffusion wird u.a. in [44] sowie [151] positiv auf die induktive Schnellerwärmbarkeit hin untersucht. Bei der Vordiffusion wird durch einen thermischen Prozess vor der Erwärmung für die Warmumformung eine Diffusion von Eisen in Die AlSi-Beschichtung sichergestellt, wodurch die Beschichtung im weiteren Prozessierungsverlauf keinen Phasenübergang mehr durchläuft.

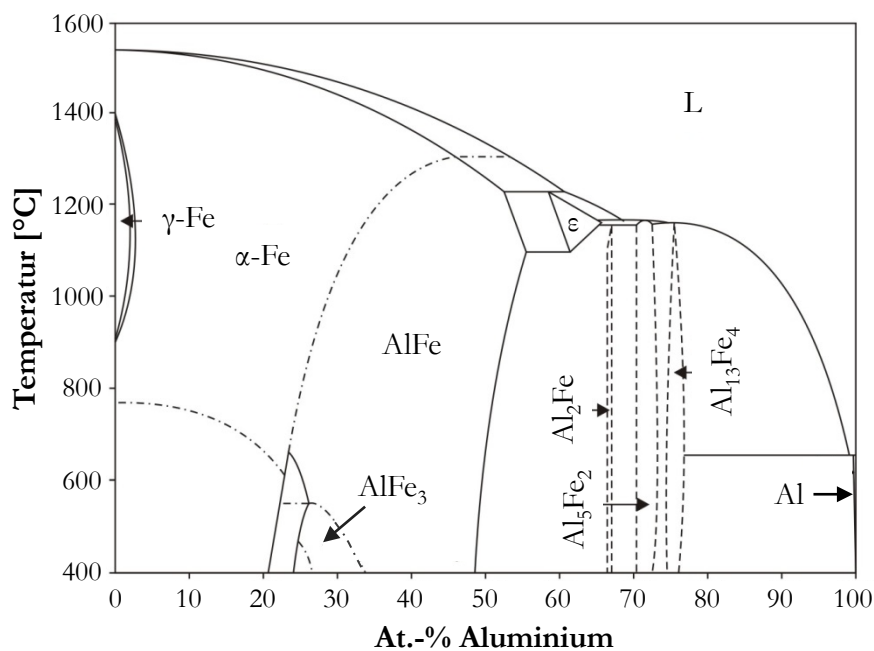


Abbildung 104: AlFe-Phasendiagramm nach [80], Quelle aus [152].

Eine mögliche industrielle Anwendung erfordert hohe Taktzeiten, Zuverlässigkeit, schmale Wärmeeinflusszonen sowie eine möglichst hohe Fokussierung auf die Beschichtung. In Frage hierbei kommen die Erwärmung mittels Induktion, Konduktion oder Laser. In dieser Arbeit wird sich zunächst auf die Methode mittels Lasers fokussiert, da diese schnelle Zykluszeiten sowie eine schmale Spurbreite ermöglicht. Aufgrund einer inhomogenen Emissivität der AlSi-Beschichtung und partiellen Einbränden in das Grundsubstrat, wird auch die Möglichkeit einer induktiven, hochfrequenten und stark feldkonzentrierten Erwärmung betrachtet.

Potentielle Szenarien und Konzeptionelle Betrachtung zur Einbringung von Barrieren

Die Potentialabschätzung der Barriereneinbringung auf Warmumformmaterial erfordert eine Vielzahl an Parametern wie Vorschubgeschwindigkeiten, Barrierenabstände oder Platinen bzw. Coillbreiten. Hierbei können konzeptionell zwei Szenarien unterschieden werden. Das *erste Szenario* befasst sich mit der Barriereneinbringung vor dem Aufhaspel Prozess bei der Stahlbandherstellung. Im *zweiten Szenario* wird die Formplatine auf dem Ofeneinlauf wärmebehandelt, bevor sie einer Schnellerwärmung ausgesetzt wird. Im Folgenden wird zunächst das zweite Verfahren untersucht, da in diesem Fall die erforderliche Barrierenlänge minimal ist. Des Weiteren können im Fall der Formplatinenerwärmung gezielt Muster oder Strukturen aufgebracht werden, die an die Formplatinengeometrie und etwaige Aussparungen angepasst sind.

Um ein Applikationsverfahren herauszugreifen wird exemplarisch die Erwärmung mittels x-y-Laser einer Formplatine auf dem Ofeneinlauf betrachtet. Da es sich um einen verketteten Prozess handeln müssen Ofenein- und Ofenauslaufgeschwindigkeiten identisch sein um eine explizite Taktzeit zu realisieren, die

ebenfalls mit der Ofendurchlaufgeschwindigkeit und der Ofenlänge korreliert. In der vorliegenden Modellabschätzung wird zunächst eine Einlaufgeschwindigkeit von 20, 40 und 80 mm/s gewählt. Die Platinen- bzw. Barrierenbreite hängt grundsätzlich von der Orientierung der Formplatte zur Laserapparatur sowie der Form und Anordnung der Barrieren ab. Lange und schmale Teile wie z.B. ein Seitenteil (Abbildung 105 rechts) oder Längsträger haben andere Anforderungen an den Bearbeitungsprozess als breite Bauteile mit einem höheren Aspektverhältnis, wie z.B. eine Tunnelplatte (Abbildung 105 links).

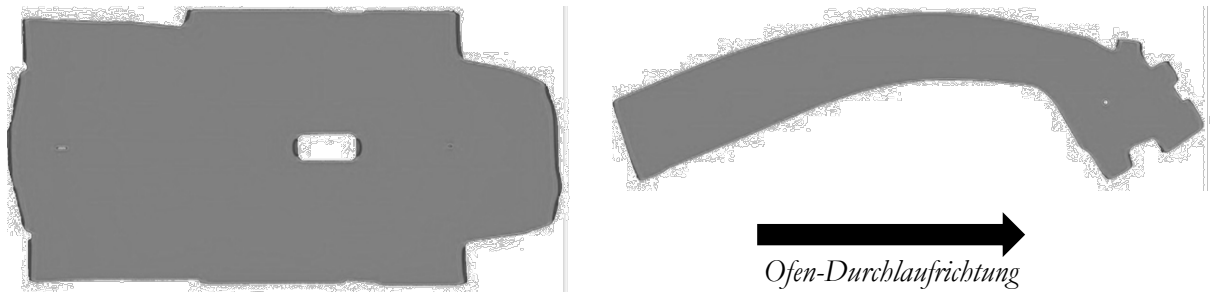


Abbildung 105: Beispielhafte Platinengeometrie einer Tunnelplatte (links) und eines Seitenteils (rechts) mit Indizierung der Ofen-Durchlaufrichtung.

Für eine erste Plausibilitätsabschätzung wird mit 500 mm Platinenbreite gerechnet. Das Ergebnis ist in Abbildung 106 dargestellt. Eine Laserwärmebehandlung des beschichteten Coils beim Stahlhersteller im Anschluss an den Schmelztauchprozess, stellt mit Coilbreiten von 1500 – 1700 mm weitaus höhere Anforderungen an einen Applikationsprozess von Umschmelzlinien und wird daher zunächst nicht betrachtet.

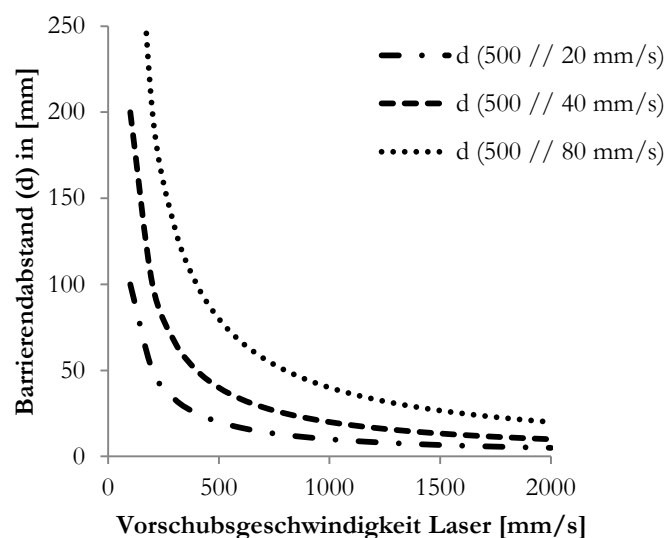


Abbildung 106: Realisierbarer Barrierenabstand in Abhängigkeit der Platinenvorschub- sowie Lasergeschwindigkeit.

Es ist ersichtlich, dass bei einer – mit einem Laser bestückten – Laserapparatur, hohe Lasergeschwindigkeiten von über 500 mm/s benötigt werden um technologisch vertretbare

Barrierenabstände zu generieren. Hinsichtlich des maximal zulässigen Barrierenabstands muss konzeptionell darauf geachtet werden, dass kein Filmabbruch bzw. keine „dryspot-Bildung“ innerhalb eines Barrierenzwischenraums möglich ist. Die Simulation der Beschichtungsverschiebung hat ergeben, dass ein Filmabbruch zu einer wellenförmigen Beschichtungsverschiebung mit einer gesteigerten Kinetik im Vergleich zur zunächst gemäßigten laminaren Strömung führt. Der maximale Abstand ist stark an die Vorschubgeschwindigkeit und die Leistung des Induktors gekoppelt und kann daher nicht ohne weiteres als pauschale Größe festgelegt werden. Für erste Untersuchungen wird 10 mm als gangbare Größe gewählt. Jeder weitere Laser würde den erzielbaren Linienabstand linear verringern. Hierbei wäre eine Doppellaseranordnung möglich, die in einem Gangunterschied von einem halben Barrierenabstand arbeiten.

Ein weiteres Konzept um beim Beispiel des Lasers zu bleiben stellt eine gepulste linienförmige Anordnung von Laserdioden dar. Hierbei fährt das Blech bzw. die Formplatte durch eine linienförmige Laserquelle, die mit einer fest definierten Frequenz linienförmig Wärme einbringt. Solch eine Anordnung wäre auch mit einer feldkonzentrierten Induktoranordnung denkbar. Dieser Gedanke wird in Kapitel 4.3.3.4 erneut aufgegriffen, da die induktive Erwärmung entscheidende prozessseitige Vorteile im Vergleich zur Laserwärmebehandlung aufweist. Um abschließend auch eine konzeptionelle Beurteilung einer Linien Erwärmung mittels Diodenlaserlinie oder Induktor durchzuführen wird analog zu Abbildung 106 eine Gegenüberstellung des erreichbaren Barrierenabstand in Abhängigkeit der Formplatinenvorschubgeschwindigkeit erstellt (Abbildung 107). Die mögliche Frequenz der Linien Erwärmung spielt in diesem Fall eine untergeordnete Rolle, vielmehr kommt es auf die benötigte Wärmebehandlungsdauer zur Diffusionsbereitstellung von Eisen an. In Abbildung 107 wird das Spektrum der Wärmebehandlungszeit von 0.1 bis 3.0 Sekunden betrachtet. Hierbei stellt die Wärmebehandlungsdauer lediglich die Zeit des aktiven Wärmeeintrags dar. Die Diffusion, die aufgrund erhöhter Temperaturen und Flüssigphasenübergang im Anschluss an die Laser oder Induktionserwärmung stattfindet wird hierbei nicht berücksichtigt.

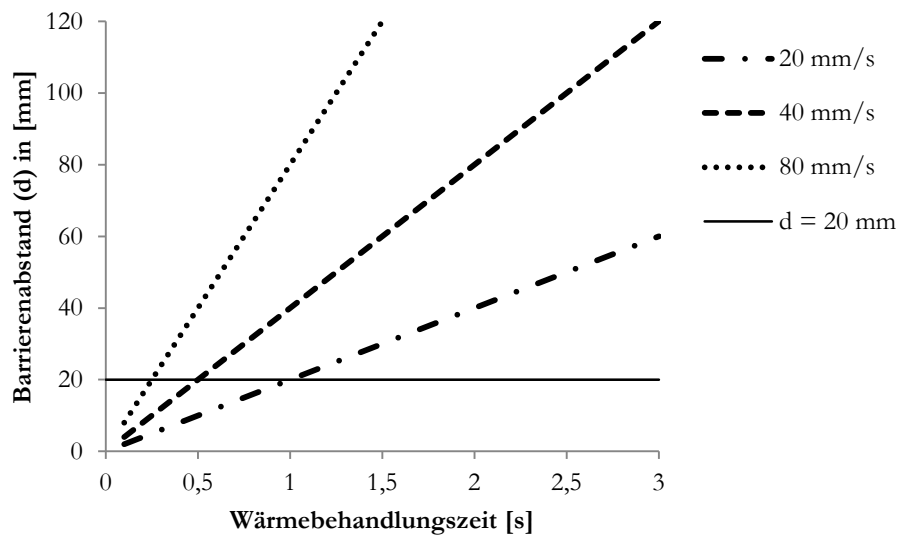


Abbildung 107: Realisierbarer Barrierenabstand in Abhängigkeit der Platinenvorschubgeschwindigkeit und der nötigen Wärmebehandlungszeit.

Es ist ersichtlich, dass für einen Barrierenabstand von unter 20 mm eine maximale Wärmebehandlungszeit von 1 Sekunde möglich ist (Vorschubgeschwindigkeit von 20 mm/s). Wenn die Vorschubgeschwindigkeit der verketteten Erwärmungsanlage höhere Werte wie z.B. 80 mm/s annimmt kann eine Wärmebehandlungsdauer maximal bei 0.2 – 0.3 Sekunden liegen um einen derart geringen Barrierenabstand mit einer Erwärmungseinheit zu realisieren. Die Blecherwärmung mittels eines Ringinduktors erfordert mit 0.8 – 2.0 Sekunden auf Temperaturen $>700^{\circ}\text{C}$ signifikant höhere Energieeinbringungsdauern. Konzepte um folglich die maximale erreichbare Wärmebehandlungszeit zu verlängern zielen darauf ab die Erwärmungslänge pro Einheitszeit zu erhöhen. Dies kann einerseits durch eine Erhöhung der Anzahl an Erwärmungseinheiten erfolgen. Im Fall der induktiven Erwärmung könnten mehrere - einzeln mit Ferritkernen verstärkte – Ringinduktorwindungen hintereinander geschaltet werden. Jede weitere Induktorwindung würde die erreichbare Wärmebehandlungszeit proportional vervielfachen.

Andererseits wäre eine Reduktion der nötigen Wärmemenge bis zum Schmelzpunkt der Beschichtung denkbar. Die induktive Versuchsprototypenanlage nach [27][43][11] weißt bereits eine Doppelinduktoranordnung auf. In diesem Kontext wäre eine Idee die beiden Induktoren örtlich voneinander zu separieren und mittig einen ein- oder mehrwindigen Induktor (oder Laser) zu applizieren. In dieser Anordnung erwärmt der erste Ringinduktor die Formplatte auf eine Temperatur knapp unterhalb Schmelztemperatur der Aluminium-Silizium-Beschichtung. Der gepulste Induktor liefert die benötigte „Restenergie“ bis zum lokalen Aufschmelzen der AlSi-Beschichtung und der dritte Induktor erwärmt die Formplatte auf Endtemperatur. Auch Endtemperaturen oberhalb der Curie-Temperatur sind mit hohen Frequenzen im Längsfeld denkbar. Dies wurde einerseits im Ausblick der Promotion von Herrn Vibrans [27] sowie im Labormaßstab in dieser Arbeit gezeigt.

Im Rahmen dieser konzeptionellen Betrachtung muss auch die Art und benötigte Häufigkeit der Barrieren einfließen, da dies einen entscheidenden Einfluss auf die benötigte Erwärmungslänge nimmt. In der vorangegangenen Überlegung wird zunächst eine Einbringung von Barrieren mit $\sim 10\text{-}20\text{ mm}$ Abstand betrachtet. Eine Möglichkeit die Effizienz zu steigern besteht darin nur an ausgewählten Stellen gezielt Barrieren einzubringen, an denen ein Übergang einer stabilen laminaren Strömung zu einer instabilen Strömung mit Dryspot-Bildung zu erwarten ist. Die Simulation ergibt, dass ab der Entstehung eines Tripelpunktes die Strömungsgeschwindigkeit stark zunimmt und sich in Form einer Beschichtungswelle verschiebt. Es ist zu prüfen ob eine linienförmige Barriere benötigt wird oder ein punktuell und stark lokalisiertes festsetzen bzw. „pinnen“ der Flüssigkeitsanhäufung genügend Widerstand bietet. Das dahinter liegende Konzept basiert auf dem Prinzip der Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärtung, auch Orowan-Mechanismus genannt. Hierbei wird eine zusätzliche Schubspannung benötigt um z.B. nichtmetallische Einschlüsse bzw. Partikel zu überwinden (siehe Abbildung 108). Dieser pinnende Effekt kann auf den vorliegenden Fall einer linienförmigen Wellenbewegung übertragen werden.

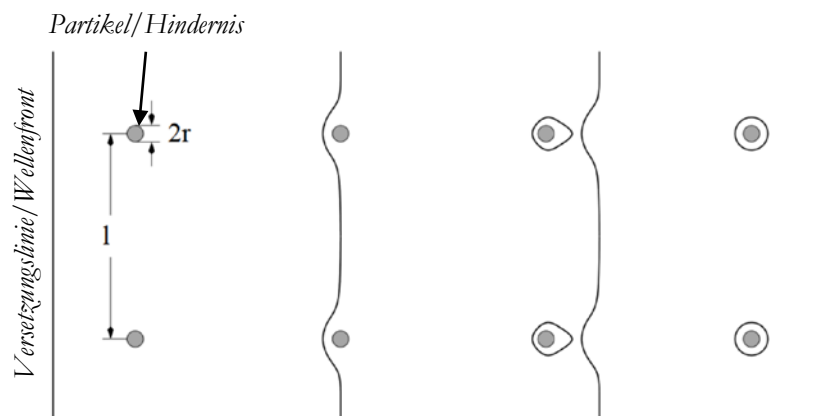


Abbildung 108: Konzeptionelle Wirkung punktueller Barrieren auf eine wellenförmige Flüssigphasenströmung, nach [153]

Einige Ergebnisse aus den Untersuchungen an dieser Stelle vorwegnehmend ist ein pinnender Effekt bei laservordiffundierten Proben stellenweise zu beobachten. Dies ist in Abbildung 109 in einer Sequenz aus einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme einer induktiv erwärmten Blechplatine dargestellt. Hierbei durchläuft die Beschichtungswelle eine partiell durchdiffundierte Laserlinie, und wird an zwei Stellen festgehalten, was zu einer starken Flüssigphasenakkumulation führt. Im weiteren Verlauf reißt die Wölbung ab und fließt entgegen der ursprünglichen Wellenbewegung zurück.

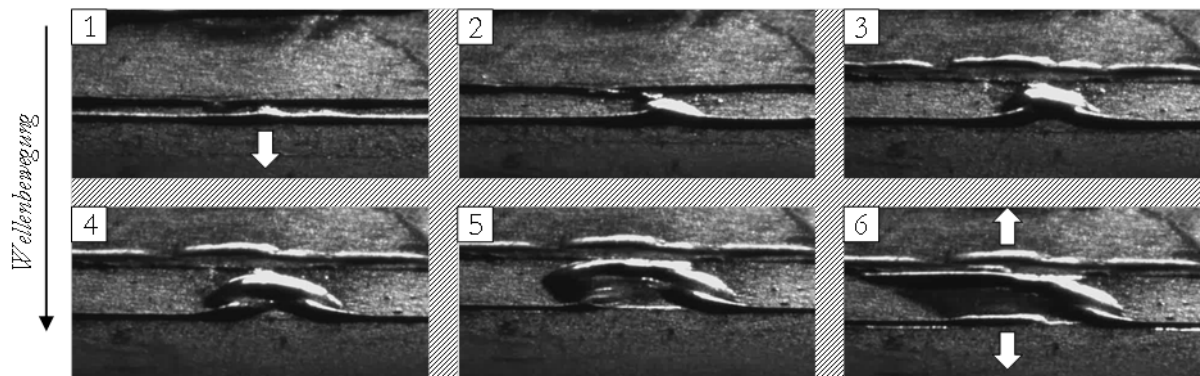


Abbildung 109: Sequenz aus einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme der Wechselwirkung einer Diffusionsbarriere mit einer Flüssiphasenströmung.

Hierbei nimmt die Wellenfront die Form einer Versetzungsquelle an (Abbildung 110), was die Theorie eines zum Orowan-Mechanismus ähnlichen Effektes und der zusätzlich benötigten Schubspannung nahelegt.

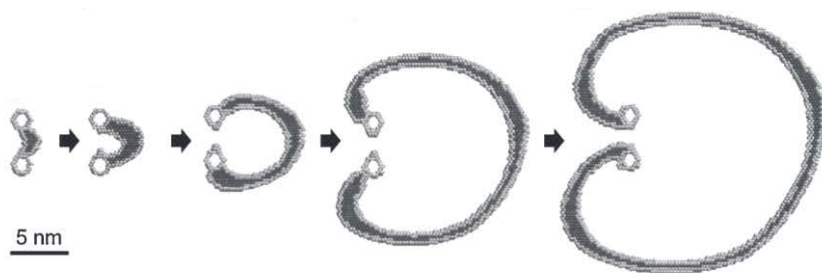


Abbildung 110: Frank-Read Versetzungsquelle, pinnende Wirkung von Ausscheidungen oder Gitterfehlern auf eine Versetzungslinie, nach [154]

5.1.3 Einbringung der Barriere mittels Strahlenförmiger Wärmequelle/Laser

Vorversuche

Die Wärmeeinbringung eines Lasers ist abhängig von einer Vielzahl von Faktoren – jedoch primär von der Laserleistung, der Verfah- bzw. Scangeschwindigkeit und des zu erwärmenden Materials. Eine zu geringe Laserleistung bewirkt, dass der Werkstoff nur teilweise aufgeschmolzen wird, eine zu hohe Laserleistung jedoch führt zu Einbrand in das Grundmaterial sowie Porenbildung in Folge von Verdampfungseffekten. Im ersten Schritt wird die Laserleistung des zur Verfügung stehenden gaußförmigen Lasers über die Stromstärke zwischen 76 und 380 W variiert und die Laserverfahrensgeschwindigkeit konstant bei 1000 mm/s belassen. Der Spotdurchmesser beträgt im Mittel 60 µm. In einer zweiten Versuchsreihe wird die Wärmeeinbringung bei einer konstanten Laserleistung von 304 W mit einem Vorschub von 200 mm/s bis 1000 mm/s variiert. An metallographischen Querschliffen

wird ersichtlich (vgl. Abbildung 111), dass die Eindringtiefe und der Grad des Einbrandes in das Stahlsubstrat signifikant mit der Laserleistung und der Verfahrensgeschwindigkeit korrelieren.

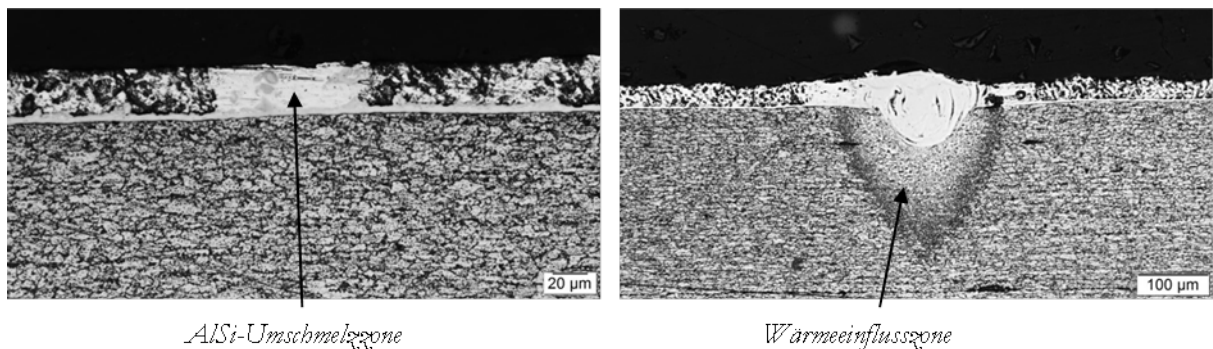


Abbildung 111: lokale Laserwärmebehandlung von AS150-beschichteten 22MnB5 mit Festkörperlaser (Gaußförmige Strahlintensität) - links 152 W, 1000 mm/s und rechts 304 W, 200 mm/s im Querschliff senkrecht zu einer Laserlinie.

Auch ist ersichtlich, dass es durch eine genaue Prozessführung möglich ist die Umschmelzung auf Bereiche der Beschichtung zu konzentrieren ohne einen Einbrand oder eine Wärmeeinflusszone im Warmumformstahl zu erzeugen. Die unterschiedlichen Oberflächentopographien können in Aufnahmen mittels konfokaler Weißlichtmikroskopie nachvollzogen werden. Es zeigt sich eine nahezu unveränderte Oberfläche bei geringer Leistungseinbringung und eine deutliche linienförmige Erhöhung der Rauheit, wenn es zu einer starken Leistungseinkopplung kommt (vgl. Abbildung 112).

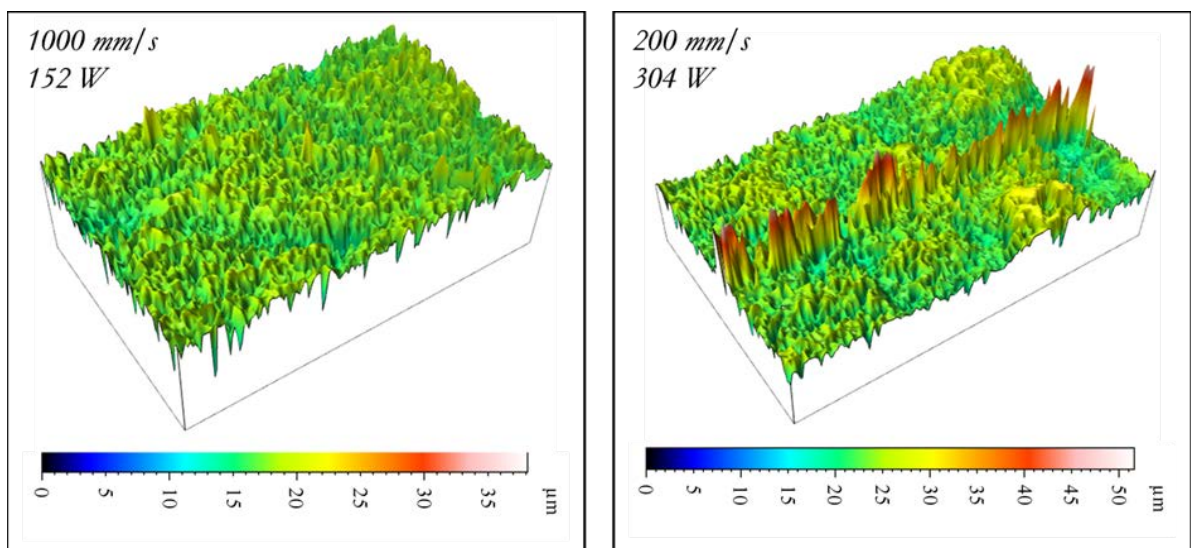


Abbildung 112: konfokale Topographiemessung - links, geringe Laserleistung 152 W, 1000 mm/s; rechts, hohe Laserleistung 304 W, 200 mm/s (AS150).

Für den expliziten Schmelzpunkt der Aluminium-Eisen-Phasen ist grundlegend deren chemische Zusammensetzung ausschlaggebend. Daher werden ausgewählte Zustände neben der lichtmikroskopischen Untersuchung auch elektrisch leitfähig eingebettet und im Rasterelektronenmikroskop mit einem energiedispersiven Detektor für Rückstreuungselektronen ausgewertet.

Eine beispielhafte Laserspur ist in Abbildung 113 zu erkennen. Die Auswertung der Rückstreuelektronen ist besonders massesensitiv, das bedeutet, dass schwere Elemente heller und leichtere Elemente umgekehrt dunkler dargestellt werden. Hieran ist in Abbildung 113 der abgelaufene Diffusionsverlauf von Eisen und Aluminium gut nachvollziehbar. Die Beschichtung besteht weiterhin primär aus Aluminium, jedoch hat sie sich bereits partiell mit etwa 5.5 wt% Eisen angereichert. Andererseits ist auch ein deutlicher Anteil an Aluminium durch konvektive Strömungen im temporär existierenden Schmelzbad in das Grundmaterial eindiffundiert. Aufgrund der sehr schnellen Erwärmung sowie Abkühlung sind die vorliegenden Zustände weit entfernt von einem Gleichgewichtszustand. Es ist daher nur schwer möglich ein Phasendiagramm zur Auswertung von theoretischen Schmelztemperaturen zu Rate zu ziehen. Eine nachgelagerte Zuführung von Energie in Form von Wärme während des Warmumformungsprozesses kann auch bereits unterhalb des Schmelzpunktes zu deutlich höheren Diffusionsraten führen, da ein stabiler Gleichgewichtszustand angestrebt wird und die Diffusionswege durch konvektive Strömungen im Vergleich zum Lagenaufbau verringert vorliegen. Diese Effekte, machen eine Vorhersage der Wirkung einer definierten Umschmelzspur und der zugehörigen Laserparameter auf die Flüssigphasenverschiebung sehr komplex, weshalb im weiteren Projektverlauf ein d-optimaler statistisch-experimenteller Versuchsplan aufgestellt und abgefahren wird.

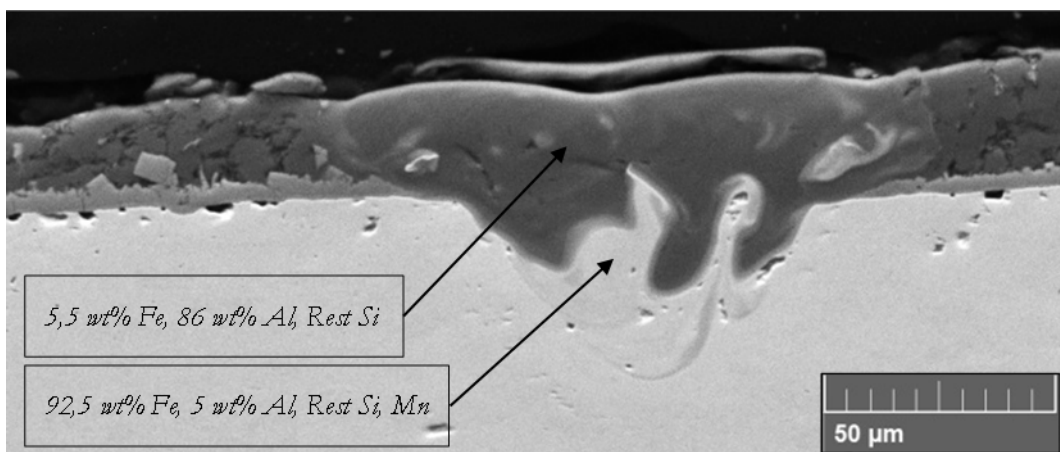


Abbildung 113: REM und EDX an metallographischem Querschliff senkrecht zu einer Lasersspur, appliziert mit einem Festkörperlaser mit gaußförmiger Intensitätsverteilung mit 304 W, 1000 mm/s Vorschub auf AS150.

Die mit Flussbarrieren präparierten Proben werden im Anschluss an die lokale Laser-Vordiffusion mit einer Verfahrensgeschwindigkeit von 20 mm/s und einer maximalen Stromstärke von 68 A induktiv auf Temperaturen über 730°C erwärmt. Das Ergebnis und die stoppende Wirkung der Umschmelzspuren lassen sich in Abbildung 114 erkennen. Bei 304 W ist auch bei schnellen Laserverfahrensgeschwindigkeiten die Wärmeeinbringung ausreichend um die Schmelze von einem, einen Zentimeter breiten Bereich zu stoppen. Die Wärmeeinbringung und damit thermische Energiebereitstellung zur Diffusion bei 228 W und 1000 mm/s ist nicht ausreichend um bei Temperaturen von über 700 °C ein Aufschmelzen und damit die Bildung eines Flüssigkeitskanals zu unterbinden. Dies ist daran zu erkennen, dass sich die Beschichtung an diesen Schmelzlinien zwar zunächst anhäuft, bei weiterer Erwärmung jedoch die

„Barriere durchbricht“. Hierbei sind auf dem Blech deutliche Strömungslinien ersichtlich, die auf eine Verschiebung hindeuten.

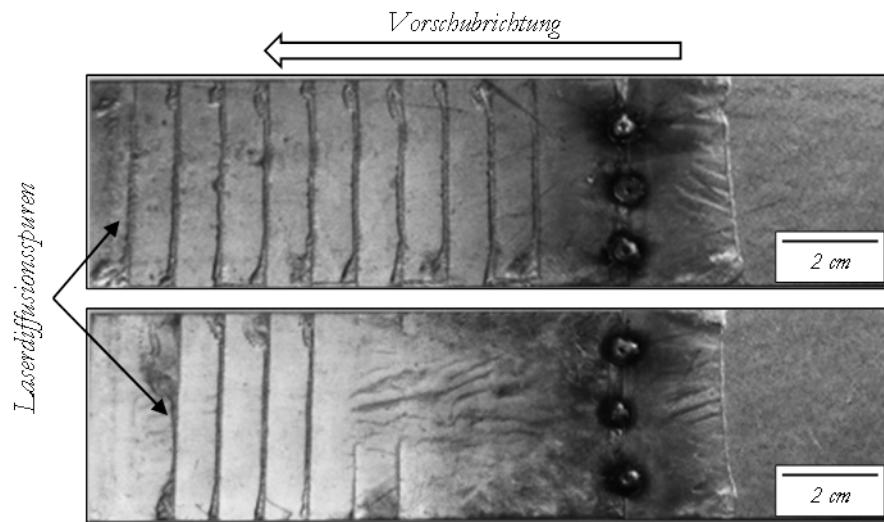


Abbildung 114: Induktiv erwärmte Probebleche mit applizierten Laserbarrieren im Abstand von 10 mm, links 304 W bei Vorschub 200-1000 mm/s (von links nach rechts) und rechts 76-380 W (rechts nach links) bei 1000 mm/s.

Die Stoppwirkung ist in der Sequenz aus einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme mit 2000 Bildern pro Sekunde verdeutlicht (vgl. Abbildung 115). Hierbei wird die linienförmig laserbehandelte Blechplatte mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 20 mm/s und einer Stromstärke von 68 A analog zu den Erwärmungsversuchen aus Kapitel 4 mittels eines einwindigen Induktors erwärmt. Im ersten Bildausschnitt ist eine stehende Welle zu sehen, die an einer Umschmelzspur arretiert ist, nicht weiter propagieren kann und in der Folge anwächst. Im zweiten Bildausschnitt ist die Blechplatte aufgrund der Relativbewegung zum Induktor verschoben worden, was zur Initiierung einer zweiten Welle führt, die von dort aus fortschreitet. Im sechsten Bildausschnitt ist die Induktorwindung ausreichend weit von der ersten Flüssigphasenanhäufung entfernt, sodass die Triebkräfte soweit reduziert werden, dass ein relaxierender Strom in die entgegengesetzte Richtung eintritt.



Abbildung 115: Sequenz aus einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme während der induktiven Erwärmung einer mit Laserdiffusionslinien präparierten AS150-beschichteten Platine.

In der REM-Aufnahme der Umschmelzlinie in Abbildung 116 ist die konvektive Strömung in der Umschmelzzone sowie die resultierende Elementverteilung ersichtlich. Der Eisenanteil schwankt zwischen 62 % (1) nahe der Oberfläche und 71 at-% (2) im Zentrum der Umschmelzzone. Der Aluminiumanteil verhält sich spiegelbildlich und nimmt Werte zwischen 33.5 % (1) und 24.5 at-% (2) an. Derart hohe oberflächennahe Eisenkonzentrationen lassen den Schluss zu, dass durch den Laserprozess zu viel Energie (thermisch sowie kinetisch/konvektiv) in das Werkstoffsystem eingebracht wurde um während einer nachgelagerten Ofenerwärmung geforderte Korrosions- bzw. Verzunderungskriterien zu erfüllen.

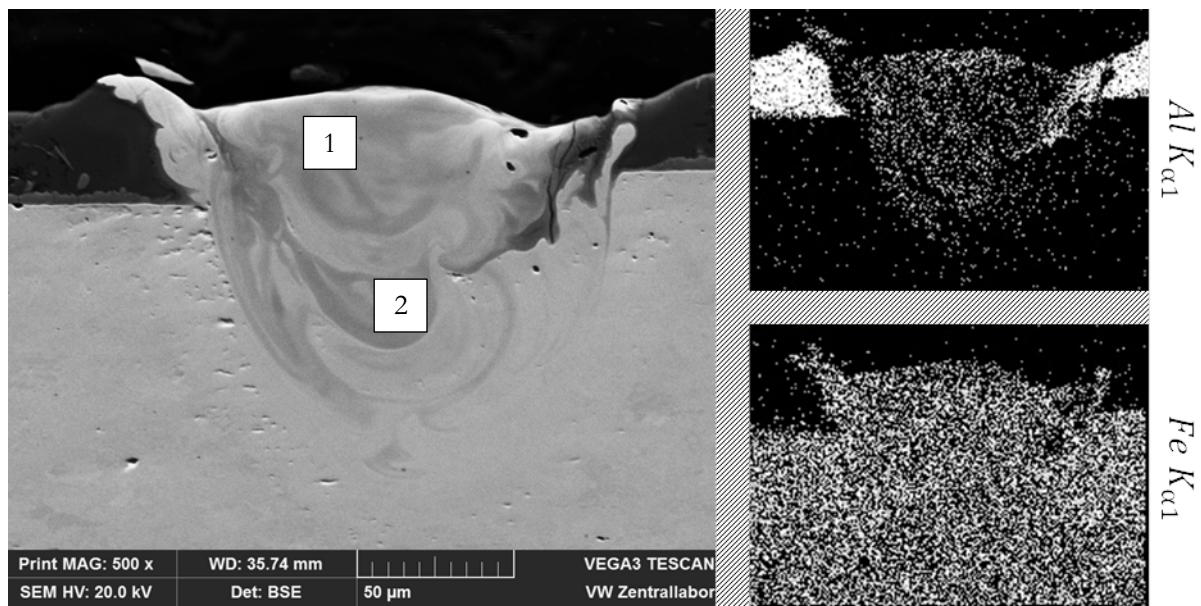


Abbildung 116: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme eines Querschliffs senkrecht durch eine mit 304 Watt und einer Scangeschwindigkeit von 600 mm/s applizierte Laserlinie mit Darstellung eines EDX-Mappings von Aluminium und Eisen in der Umschmelzzone.

Um die Beschichtungsentwicklung im finalen Zustand nach der Warmumformung zu untersuchen, werden die Proben für 4 Minuten bei 950 °C in einem Kachelofen wärmebehandelt und anschließend metallographisch untersucht. Hierbei ist die Fragestellung ob und inwiefern sich die Beschichtung homogen verteilt und ausheilt um einen – mit dem konventionellen Prozess vergleichbaren Zustand zu erzeugen.

Aufbauend auf diesen Ergebnissen müssen noch weitere Parameter und Prozessdurchführungen untersucht werden. Letztendlich soll die Energieeinbringung und auch der Einfluss auf den Grundwerkstoff minimiert werden

Einfluss des Absorptionsgrades der AlSi-Oberfläche

Auffällig ist, dass manche Umschmelzlinien im Querschliff nicht bzw. schwer ersichtlich sind, obwohl sie von der Topographie und in der Aufsicht definitiv vorhanden sind. Um dieses Phänomen näher zu untersuchen werden die Schliffproben sukzessive in Schrittweiten von 20 Sekunden mit einer 2000er

Körnung heruntergeschliffen und die Beschichtung an exakt der gleichen Stelle untersucht. Ein exemplarisches Beispiel ist in Abbildung 117 nach drei Schleifiterationen zu erkennen. Hierbei ist gut ersichtlich, dass sich die Umschmelzcharakteristik im Verlauf der Laserlinie signifikant ändert. Dieses Verhalten konnte an einer Vielzahl von Umschmelzlinien beobachtet werden.



Abbildung 117: Mit 1000mm/s, 304 Watt und einem gaußförmigen Intensitätsprofil applizierte, identische Laserspuren nach 1-3 Schleifoperationen über 20 Sekunden mit 2000er Schleifpapier.

Ein möglicher Grund für die Variation der Wechselwirkungsstärke des Lasers mit dem Target, wenn man die Laserquelle und Laserleistung als konstant und den Verfahrweg Δx als infinitesimal klein ansieht (kontinuierliche Bewegung), liegt in der Schwankung des Reflexionsgrades der Aluminium-Silizium-Oberfläche. Der Vergleich der AlSi-Oberflächenbeschaffenheit aus verschiedenen Chargen, Stahlwerken oder Auflagedicken, ergab rein optisch deutlich sichtbare Unterschiede. Abbildung 118 zeigt den Unterschied zweier Chargen unterschiedlicher Stahlhersteller mit variierendem Aluminium-Silizium Auflagedicke. Die Probe mit der dickeren AlSi-Auflage weist insbesondere in den spiegelnden Facetten eine visuell signifikant höhere Reflektivität auf als die Probe mit einer Auflagedicke von 80 g/cm². Daher wird der Reflexionsgrad an einer Vielzahl von Messstellen auf beiden Probenoberflächen ermittelt um bei technisch relevanten Wellenlängen eine Aussage über den Absorptionsgrad der Laserstrahlung treffen zu können.

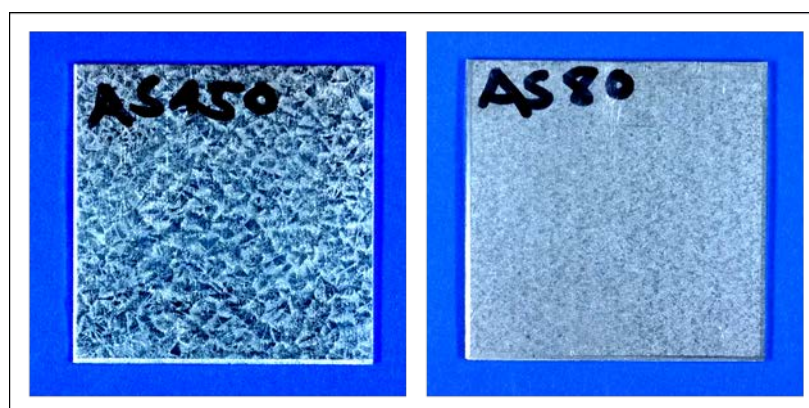


Abbildung 118: Aufnahme einer AS150 und einer AS80-beschichteten Probe für die Bestimmung des jeweiligen Reflexionsgrades.

Um den gerichtet-hemisphärischen Reflexionsgrad R_{gh} der Oberflächen zu bestimmen werden Messungen mit einem FTIR-Spektroskop (Fa. Bruker) und Ulbricht Kugel im Wellenlängenbereich von 1 bis 10 μm durchgeführt und ausgewertet (Abbildung 119). Es wird ersichtlich, dass der Reflexionsgrad auf der Probenoberfläche in Abhängigkeit der Wellenlänge nur geringfügig schwankt und etwaige Reflexionsgradschwankungen der beiden Oberflächen keine valide Erklärung für den Effekt auf die Lasereinkopplung und den Einbrand liefert. Der absolute Unterschied des Reflexionsgrades beläuft sich bei einer Wellenlänge von 1070 nm auf $\sim 5\%$.

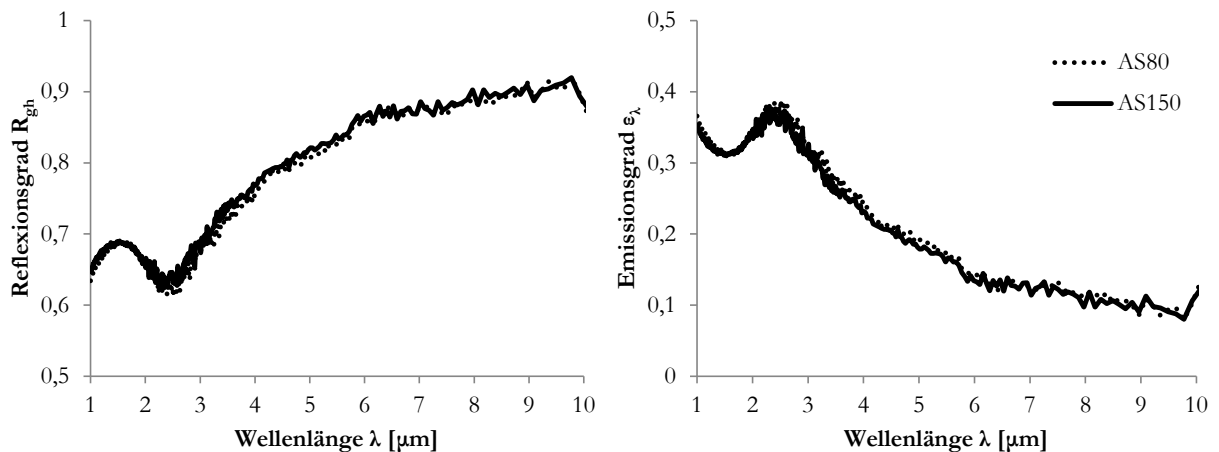


Abbildung 119: Reflexions- und Emissionsgrad in Abhängigkeit der Wellenlänge auf einer AS150 und einer AS80-Oberfläche.

Wie im Stand der Technik dargelegt, weist der Absorptionsgrad von Aluminium bzw. Aluminiumlegierungen ein Absorptionsmaximum bei Wellenlängen unterhalb von - für Nd:YAG-Laser typischen - 1000-1070 nm auf. Die Erhöhung des Absorptionsgrades bedingt einen stabileren Laserumschmelzprozess, da die Wärme effektiver innerhalb der Aluminiumschicht in thermische Energie umgewandelt wird. Für einen vergleichbaren Effekt sind geringere Laserleistungen notwendig bzw. höhere Vorschubgeschwindigkeiten realisierbar, ohne die Gefahr von Substrateinbränden zu erhöhen. Daher wird der Reflexionsgrad mittels UV-Vis-Spektrometer im Wellenlängenbereich ab 500 nm (Abbildung 120) für beide Proben ergänzend ermittelt. Die Kurven, die mit dem Index R1 gekennzeichnet sind, repräsentieren den Reflexionsgrad an visuell stärker reflektierenden Facetten und R2 entsprechend an matten Stellen der Proben. Der Reflexionsgrades nimmt bei ~ 830 nm ein Minimum ein und liegt absolut gesehen 9-10 % niedriger als bei einer Festkörperlaser-Wellenlänge von 1070 nm. Diodenlaser weisen typische Wellenlängen zwischen 808 und 980 nm auf und wären aus diesem Gesichtspunkt besser für einen Umschmelzvorgang von dünnen Aluminiumschichten geeignet. Nachteile entstehen jedoch in der Strahlqualität bei hohen Leistungen, weshalb zunächst auf Nd:YAG-Laser zurückgegriffen wird und das mögliche Potential einer Wellenlängenverringering vorerst nur Erwähnung findet.

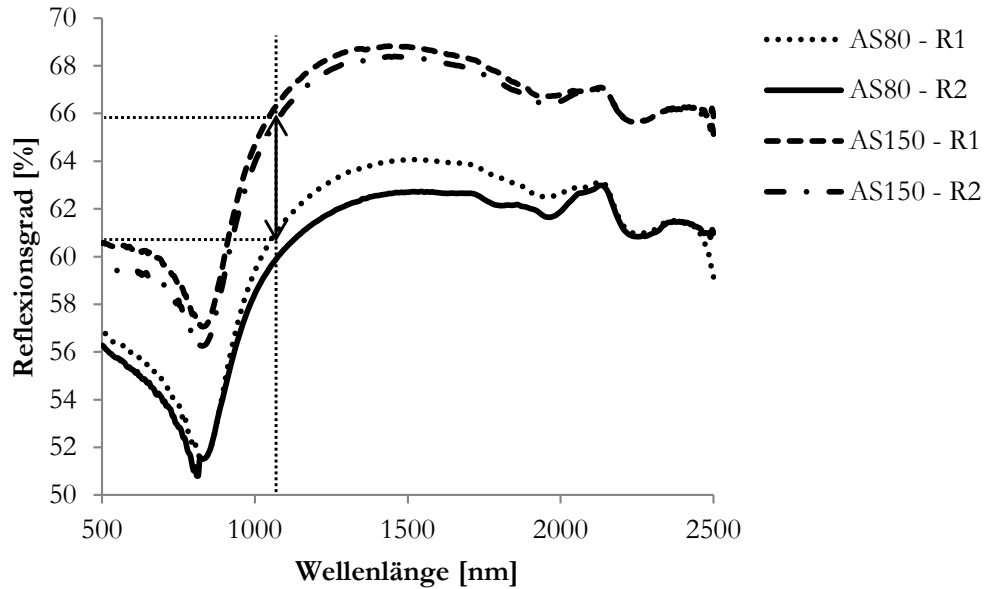


Abbildung 120: Reflexionsgrad im Wellenlängenbereich von 500-2500 nm für eine AS80 und eine AS150-beschichtete Stahlblechprobe, ermittelt mit UV-Vis Spektrometrie.

Das Absorptionsvermögen metallischer Werkstoffe ist von einer Vielzahl weiterer Einflussfaktoren wie der Oberflächentopographie bzw. -rauheit, etwaigen Oxiden oder Deckschichten, den optischen Konstanten des Werkstoffs und der Temperatur abhängig [155].

Um den Effekt der Temperaturabhängigkeit und der Oberflächentopographie zu untersuchen wird der Emissionsgrad unterhalb und oberhalb der Schmelztemperatur der Aluminium-Silizium-Beschichtung ermittelt und gegenübergestellt. Hierfür wird auf die Messanlage EMMA des Bayerischen Zentrums für angewandte Energieforschung zurückgegriffen. Diese Anlage koppelt einen schwarzen Strahler sowie einen induktiv beheizbaren Probenofen über eine externe Optik an ein FTIR-Spektrometer. Damit ist es möglich den gerichteten (Winkelbereich 0° bis 80°) spektralen Emissionsgrad in einem Temperaturbereich von 200°C bis 2000°C in einem Wellenlängenbereich zwischen $1\ \mu\text{m}$ und $20\ \mu\text{m}$ zu ermitteln.

Die vom Detektor registrierte Intensität I_{mess} ist die Summe aus der emittierten Intensität der Probe I_e sowie der Intensität I_r , die von der Schwarzkörperumgebung vor der Probe auf jene fällt und reflektiert wird:

$$I_{\text{mess}}(\lambda, \theta, T_u, T) = I_e(\lambda, \theta, T) + I_r(\lambda, \theta, T_u, T) = \varepsilon_g(\lambda, \theta, T) \cdot I_b(\lambda, T) + R_{gh}(\lambda, \theta, T) \cdot I_b(\lambda, T_u) \quad (66)$$

Dabei stellt $I_b(\lambda, T)$ die wellenlängenabhängige Intensität des schwarzen Strahlers bei Proben temperatur T dar und $I_b(\lambda, T_u)$ entsprechend die Intensität die der schwarze Strahler bei einer Umgebungstemperatur T_u emittiert. Nach dem gerichteten-spektralen Emissionsgrad $\varepsilon_\lambda(\theta, T)$ aufgelöst ergibt sich:

$$\varepsilon_\lambda(\theta, T) = \frac{I_{\text{mess}}(\lambda, \theta, T_u, T) - I_b(\lambda, T_u)}{I_b(\lambda, T) - I_b(\lambda, T_u)} \quad (67)$$

Die Messung zweier theoretischer Schwarzkörperspektren (bei T und T_u) sowie einem gemessenen Spektrum $I_{mess}(\lambda, \theta, T_u, T)$ ermöglicht daher die Ermittlung des spektral-gerichteten Emissionsgrads.

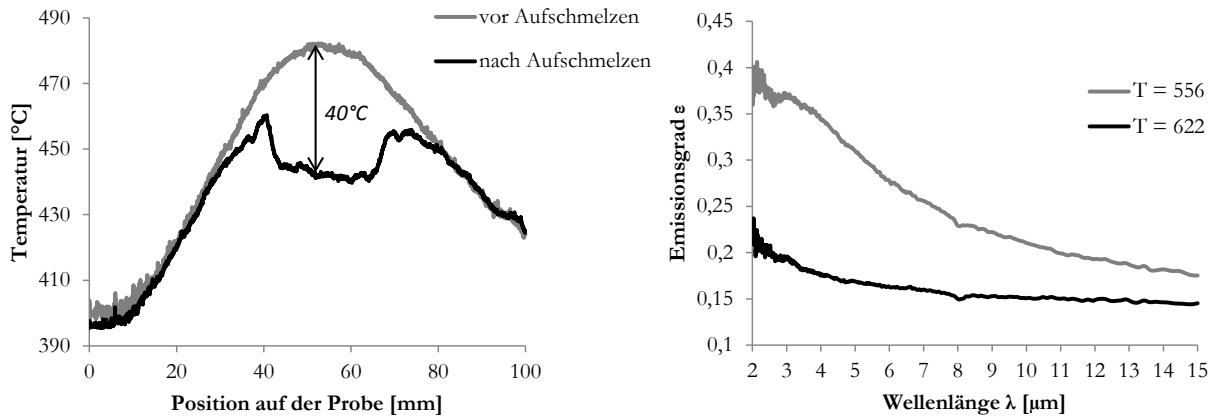


Abbildung 121: Optisch ermittelte Temperatur in Abhängigkeit der Position auf einer AS150-beschichteten Probe vor sowie nach dem Aufschmelzen der Beschichtung (links) und Emissionsgrad in der Umschmelzzone vor sowie nach einer Überschreitung der Schmelztemperatur.

Abbildung 121 zeigt das Ergebnis einer pyrometrischen Temperaturmessung vor sowie nach dem Aufschmelzen in mittigen Bereichen der Beschichtung (links). Es wird deutlich, dass der Emissionsgrad durch das Aufschmelzen im mittleren Bereich signifikant beeinflusst wird und daher pyrometrisch um circa 40 K abweichende Temperaturen vor bzw. nach der Erwärmung ermittelt werden. Die Verringerung der optisch ermittelten Temperatur ist ein klares Indiz für eine Reduktion des Emissionsgrades. Auf der rechten Seite kann die Verringerung des Emissionsgrades aufgrund eines einmaligen Umschmelzvorgangs ebenfalls beobachtet werden. Der Emissionsgrad verringert sich von etwa 0,37 auf 0,22 für eine exemplarische Wellenlänge von 2 µm. Auf Basis dieser Untersuchung kann geschlussfolgert werden, dass das Aufschmelzen der Beschichtung zu einer Erhöhung des Absorptionsvermögens und damit zu lokalen Einbränden in das Grundmaterial führen kann.

Falls der Effekt der variierenden Einkopplungsintensität bei einer Wellenlänge im herkömmlichen Bereich von 1000-1070 nm keine ausreichende Prozessstabilität aufweist, besteht die Möglichkeit die Wellenlänge der Strahlung zu variieren und am Absorptionszwischenmaximum für den Werkstoff Aluminium zu agieren [122]. Hier existieren Diodenlaser mit den Wellenlängen 808 bzw. 940 nm die entsprechende Verbesserungen erzielen könnten.

Eine weitere Einflussgröße auf die Einkopplungscharakteristik des Werkstoffsystems aus einem Stahlsubstrat und einer aluminiumhaltigen Beschichtung liegt im Absorptionsverhalten von Aluminium im Vergleich zu Stahl. Die Absorption von Stahl ist im Wellenlängenbereich von Dioden oder Festkörperlaser (800-1100 nm) um ein Vielfaches höher als die von Aluminium. Wenn aufgrund thermokapillarer Grenzflächenkonvektionen eine Deformation der Grenzfläche in der Größenordnung

der Schichtdicke auftritt, wird die Neigung des Lasers zur Einkopplung in das Stahlsubstrat anstatt in die Aluminiumbeschichtung erhöht. Hierbei kommt es zu einer schlagartigen und signifikanten Erhöhung der Wärmeeinbringung und entsprechendem Anwachsen der Wärmeeinflusszone und Kerbwirkung. Auch die Entstehung einer flüssigen Phase hat einen signifikanten Einfluss auf das Absorptionsverhalten von Aluminium. Der Absorptionsgrad der Flüssigphase liegt (in Abhängigkeit der Wellenlänge) um einen Faktor 2-3 höher als in der festen Phase. Auch hiermit ist eine Variation der Einbrandtiefe und Einkopplungscharakteristik erklärbar.

Variation der Laserspotgeometrie

Bei der für die Voruntersuchungen verwendeten Spotgeometrie handelt es sich um einen Laser mit einer annähernd gaußförmig, runden Intensitätsverteilung, wie er in der metallischen 3D-Druck Technik zum Einsatz kommt. Die Tatsache, dass die Einbrände in das Grundsubstrat eine vergleichbar scharfe und gaußförmige Gestalt aufweisen legt eine Korrelation des Lasereinbrandes mit der Laserspotgeometrie nahe. Aus diesem Grund werden drei Lasersysteme aufgebaut, die sich sowohl in der Art des Lasers als auch der Laserleistung und der Intensitätsverteilung unterscheiden. Die Laserapparaturen sind in Abbildung 122 mit den jeweilig simulierten Intensitätsverteilungen dargestellt.

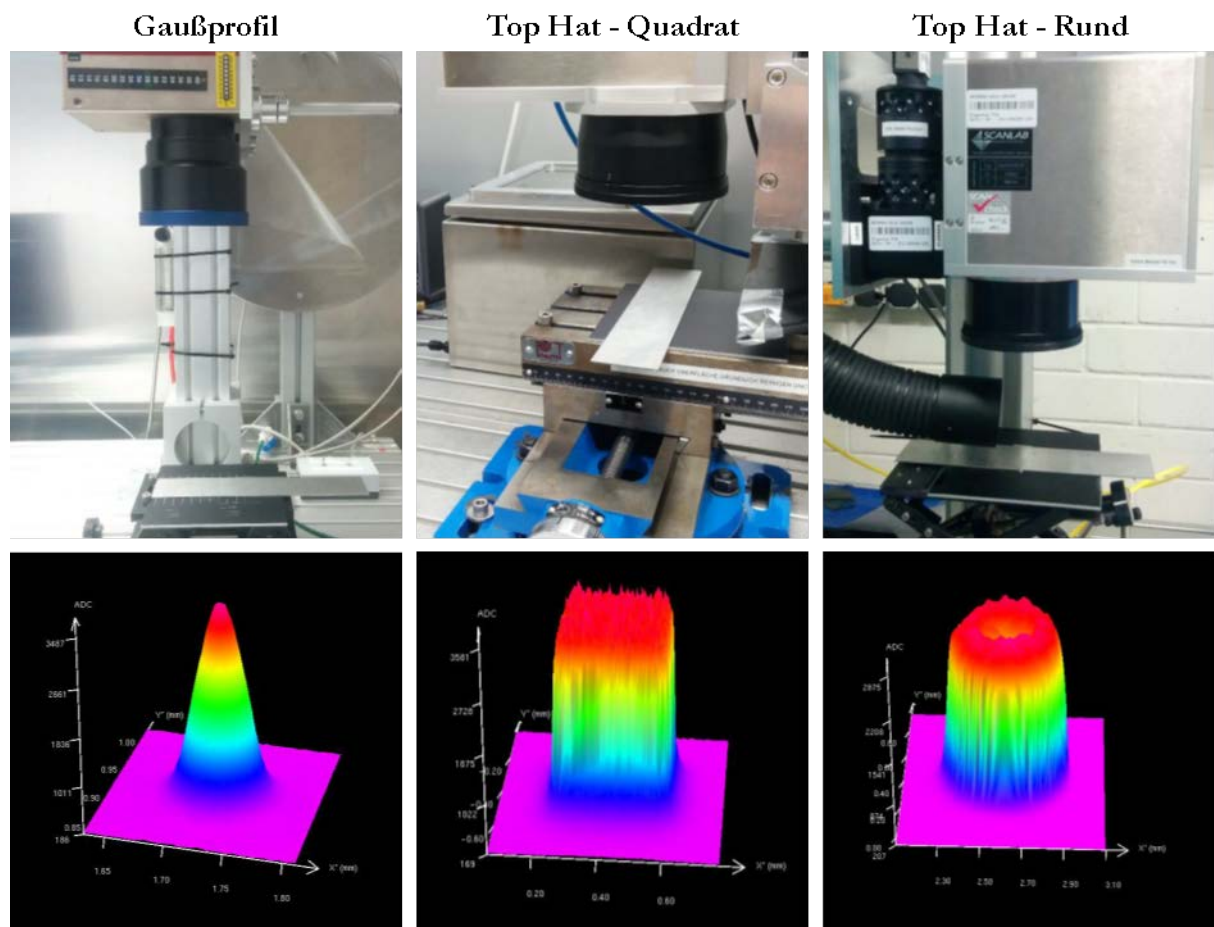


Abbildung 122: Darstellung der Laseraufbauten sowie der jeweilig simulierten Intensitätsverteilungen.

Tabelle 5 gibt einen Überblick über die expliziten Parameter der einzelnen Laseraufbauten.

Tabelle 5: Tabellarische Darstellung der eingesetzten Lasersysteme sowie der jeweiligen Parametrisierungen.

System	Laserart	Wellenlänge	Laserleistung	Fokusedurchmesser
1	Ytterbium Faserlaser Gaußförmig, rund	1070 nm	Max. 100 W	75 µm
2	Scheibenlaser Top-Hat, quadratisch	1030 nm	Max. 1000 W	430 x 430 µm ²
3	Ytterbium Faserlaser Top-Hat, rund	1070 nm	Max. 200 W	D=600 µm

Für die Evaluation des Einflusses unterschiedlicher Spotgeometrien wird ein umfangreicher Versuchsplan aufgestellt und jeweils zwei Umschmelzlinien pro Parametersatz auf AlSi-beschichtetem Warmumformstahl appliziert. Hierbei liegt das Augenmerk auf dem optischen Erscheinungsbild der Umschmelzzone in der Aufsicht als auch im Querschliff um die Größenordnung der Diffusionsprozesse und des Substrateinbrandes in Abhängigkeit des Lasersystems beurteilen zu können.

System 1 – Gaußförmiger Ytterbium Faserlaser

Im Fall des gaußförmigen Ytterbium Faserlasers wird die Laserleistung auf den Maximalwert von 100 W eingestellt und der Fokusedurchmesser von 70 über 100 bis 130 µm variiert. Hiermit ergeben sich mittlere Laserintensitäten zwischen 2.6×10^6 und 0.75×10^6 W/cm². Die Verfahrensgeschwindigkeit wird in einer Schrittweite von 25 mm/s zwischen 25 und 200 mm/s angepasst. Das Ergebnis im Querschliff sowie in der Topographie ist in Abbildung XYZ für einen Fokusedurchmesser von 70 µm und einer mittleren Intensität von 2.6×10^6 W/cm² für Vorschubgeschwindigkeiten von 75 bis 200 mm/s dargestellt. Die resultierenden Wechselwirkungszeiten liegen zwischen 0.35 ms (200 mm/s) sowie 0.93 ms (75 mm/s). Die Flächenenergie, die insbesondere bei Umschmelzvorgängen eine wichtige Größe darstellt kann in Abhängigkeit der Prozessparameter wie folgt ausgedrückt werden:

$$E_A = \frac{P_{\text{Laser}}}{v_{\text{Scan}} \cdot d_{\text{Laser}}} \text{ in } \left[\frac{\text{Ws}}{\text{m}^2} \right] = \left[\frac{\text{J}}{\text{m}^2} \right] \quad (68)$$

Hiermit ergibt sich eine Flächenenergie zwischen 7.14 J/mm² (200 mm/s) und 19.05 J/mm² (75 mm/s).

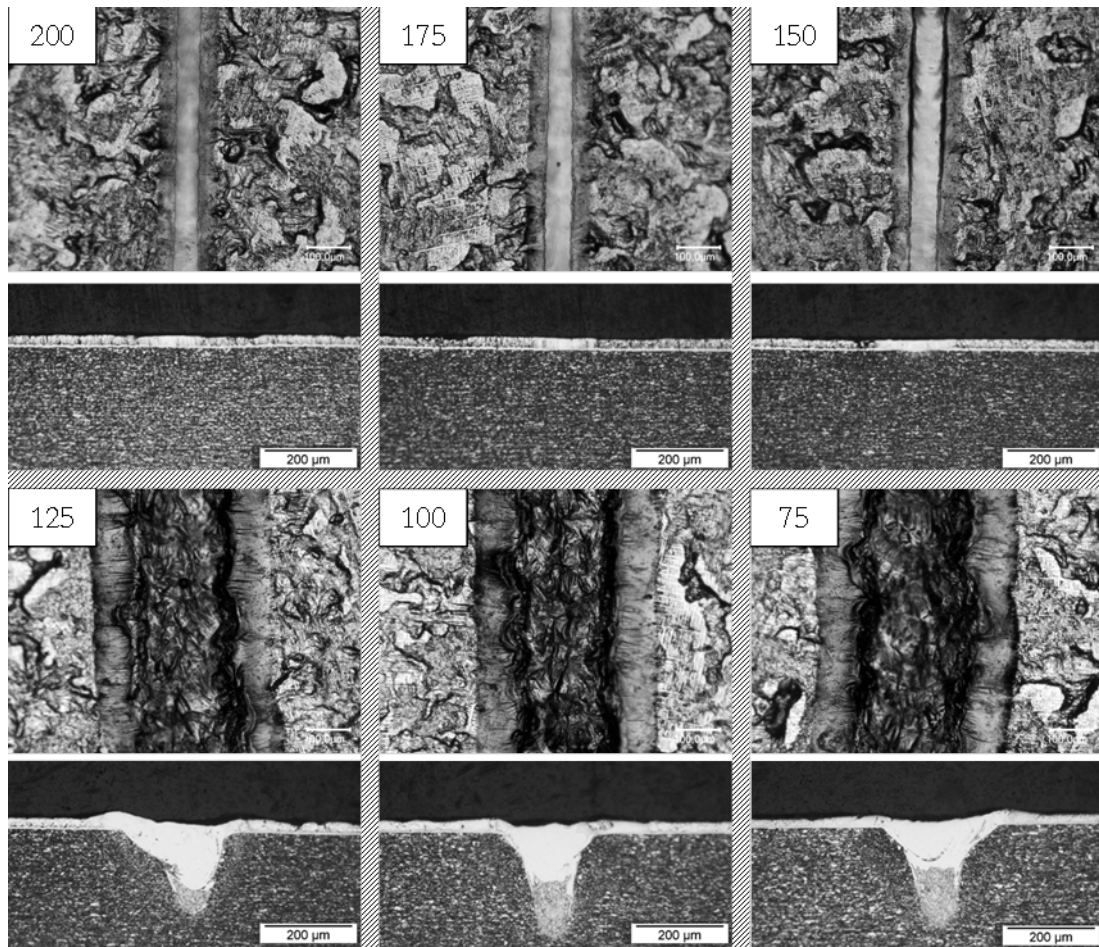


Abbildung 123: Topographiedarstellung (jeweils oben) sowie Mikrostruktur im Querschliff (unten) von mit einem gaußförmigen Lasersystem applizierten Laserlinien auf AS150-beschichtetem Material in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit bei einer Laserleistung von 100 Watt und einem Fokussdurchmesser von 70 µm.

Bereits in der Aufsicht ist ein sprunghafter Wechsel der Topographie zwischen 125 und 150 mm/s erkennbar. Dies bestätigt sich auch im Querschliff der Probe, hier kann ab 125 mm/s ein deutlicher Einbrand in das Stahlsubstrat beobachtet werden, wohingegen die Umschmelzzone bei Erhöhung der Vorschubgeschwindigkeit auf 150 mm/s und respektive Verringerung der Flächenenergie von 11,43 J/mm² auf 9,52 J/mm² rein auf die AlSi-Phase limitiert ist.

Ein schnellerer Vorschub führt zu geringeren Wechselwirkungszeiten des Lasers mit dem Target und dies bedingt wiederum eine Reduktion der Streckenenergie von 57,14 J/mm² (25mm/s) auf bis zu 7,14 J/mm² (200mm/s). Allein mit dieser Erklärung wäre jedoch ein derart abrupter Übergang der Topographie und der Laserwechselwirkung nicht plausibel. Vielmehr scheinen die vorher erwähnten Effekte des erhöhten Absorptionsvermögens des Stahlsubstrates sowie der flüssigen Aluminiumphase die Ursache in der schlagartigen Topographieänderung zu sein. Auch ein Tiefschweißeffect ist nicht auszuschließen, da der geringe Fokussdurchmesser zur hohen mittleren Intensitäten führt.

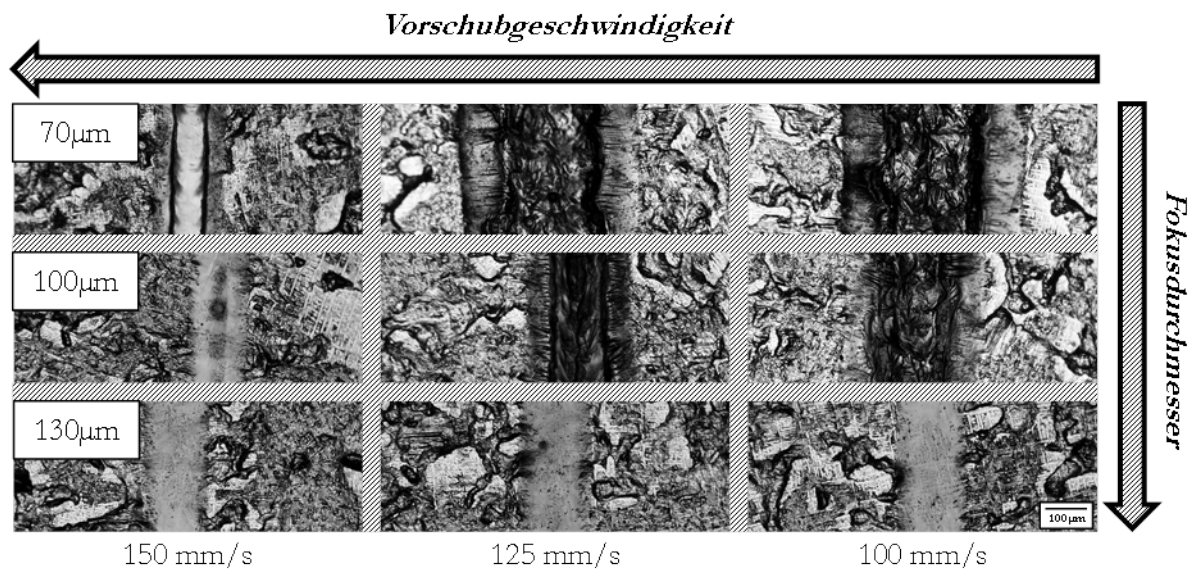


Abbildung 124: Topographiedarstellung von auf AS150 applizierten Laserlinien in Abhängigkeit des Fokusbereichs und der Vorschubgeschwindigkeit des Lasers mit gaußförmigen Intensitätsprofil und einer Laserleistung von 100 W.

Eine Vergrößerung des Fokusbereichs bei konstanter Leistung (100 W) führt zu einer signifikanten Aufweitung der Umschmelzlinie in der Topographie sowie im Querschliff. Der schlagartige Übergang zu einem Aufschmelzen und Einbrennen in das Substratmaterial verschiebt sich sukzessive zu langsameren Vorschubgeschwindigkeiten, da die mittlere Intensität und damit die Flächenenergie bei größerem Spotdurchmesser abnehmen. Als Fazit aus den Experimenten kann geschlussfolgert werden, dass für das Aufschmelzen des Stahlsubstrates bei einer mittleren Intensität oberhalb von $>10^6 \text{ W/cm}^2$ eine Flächenenergie von 10 J/mm^2 benötigt wird.

Zur Untersuchung des Wärmeleitungsschweiß-Effekte wird neben der experimentellen Untersuchung auch eine FEM-Simulation in Kooperation mit dem Fraunhofer Institut für Lasertechnik ILT durchgeführt. Hierbei werden die in Tabelle 6 gezeigten Stoffeigenschaften verwendet.

Tabelle 6: Stoffeigenschaften als Eingabegrößen für die Simulation des Wärmeleitungsschweißens.

		AlSi (25 µm)	22MnB5 (1.5 mm)
Schmelztemperatur	[°C]	578 T _p , 601 T _k	1510
Verdampfungstemperatur	[°C]	2400 (rein Al)	2750 (rein Fe)
Wärmeleitfähigkeit	[W/m·K]	155	50
Dichte	[kg/m³]	2650	7860
Spez. Wärmekapazität	[J/kg·K]	882	500
Schmelzenthalpie	[J/g]	468	270

Abbildung 125 zeigt eine entsprechende Darstellung der Umschmelzzone nach Erwärmung mittels des ersten gaußförmigen Lasersystems, einer Laserleistung von 100 W, einem Spotdurchmesser von 70 μm und einer Vorschub- bzw. Scangeschwindigkeit von 150 mm/s. Für die Energieeinkopplung wird ein Absorptionsgrad des Systems von 40 % angenommen. Die Simulation und das Experiment weisen eine hohe Kongruenz auf und Schweißtiefe sowie Breite der AlSi-Aufschmelzzone wird valide abgebildet. Die höchste Temperatur mit bis zu 3485 °C wird, wie bei einer gaußförmigen Spotgeometrie erwartet, punktuell in der Mitte der Wärmeeinflusszone erreicht. Da die simulierte Temperatur oberhalb der Verdampfungstemperatur von Aluminium liegt, wäre ein Phasenwechsel der Aluminiumschmelze in die gasförmige Phase zu erwarten. Dies ist zumindest im Schliff und im Experiment nicht nachweisbar, hier weißt die Oberfläche der AlSi-Schmelze eine glatte Topographie auf. Es ist kein Tiefschweißeffekte oder etwaige Gasporenbildung zu beobachten.

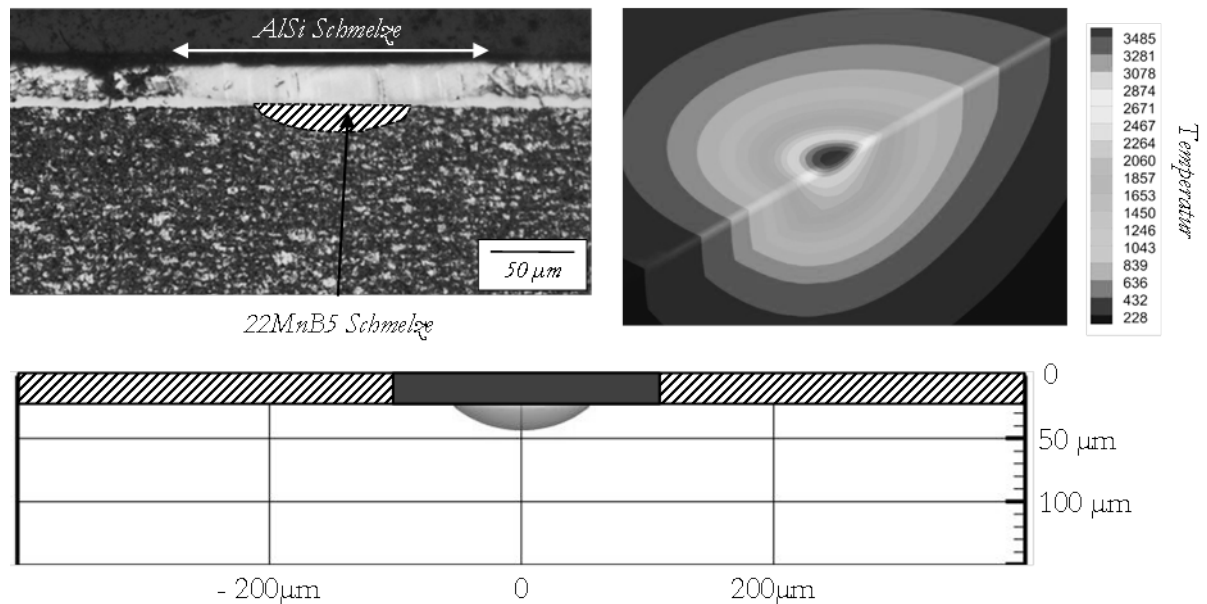


Abbildung 125: Simulation und experimentelle Validierung des Wärmeleitungsschweißeffektes einer mit 100 W, einem Fokusbereich von 70 μm und einer Scangeschwindigkeit von 150 mm/s applizierten Laserlinie auf AS150.

Die Breite der AlSi-Aufschmelzzone liegt mit knapp 200 μm , deutlich oberhalb des Spotdurchmessers von 70 μm . Der Grund hierfür liegt in der hohen Wärmeleitfähigkeit der Aluminiumbeschichtung. Diese ist im Vergleich zum Stahlsubstrat um den Faktor 3 höher, was auch den Grund für die größere Ausdehnung der Wärmeeinflusszone in Längsrichtung, parallel zur Beschichtung, darstellt.

System 2 – Scheibenlaser mit quadratischer Top-Hat-Intensitätsverteilung

Das zweite Lasersystem weist eine maximale Laserleistung von 1000 Watt und einen deutlich größeren Fokusbereich von 430x430 μm auf. Dies resultiert in vergleichbaren Flächenenergien zwischen 5 und 11.72 J/mm² in Abhängigkeit der Vorschubgeschwindigkeit. Der Laservorschub wird zwischen 100 mm/s

und 300 mm/s variiert, was Wechselwirkungszeiten von 1.43 bis 4.30 ms entspricht. Identisch zum ersten, gaußförmigen, Lasersystem ist ein schlagartiger Übergang von oberflächlichen Umschmelzlinien zu deutlichen Substrateinbränden ersichtlich. Dies ist in Abbildung 126 exemplarisch in Abhängigkeit der Laserleistung für Vorschubgeschwindigkeiten von 150 und 200 mm/s dargestellt. Die Linienbreite liegt in der Höhe der Spotbreite von 400 μm , deutlich oberhalb der Linien die mit Lasersystem eins angefertigt wurden. Es ist analog festzustellen, dass eine Verringerung der Vorschubgeschwindigkeit den Überschlagn von einem Beschichtungs- zu einem Substrataufschmelzprozess hin zu geringeren Laserleistungen bzw. Flächenenergien verschiebt. Die Aufschmelzcharakteristik des Stahlsubstrats unterscheidet sich von einem stark lokalisierten und tiefen Einbrand hin zu einer wannenförmigen Schmelzbadstruktur mit deutlich höherem Aspektverhältnis (Breite/Tiefe).

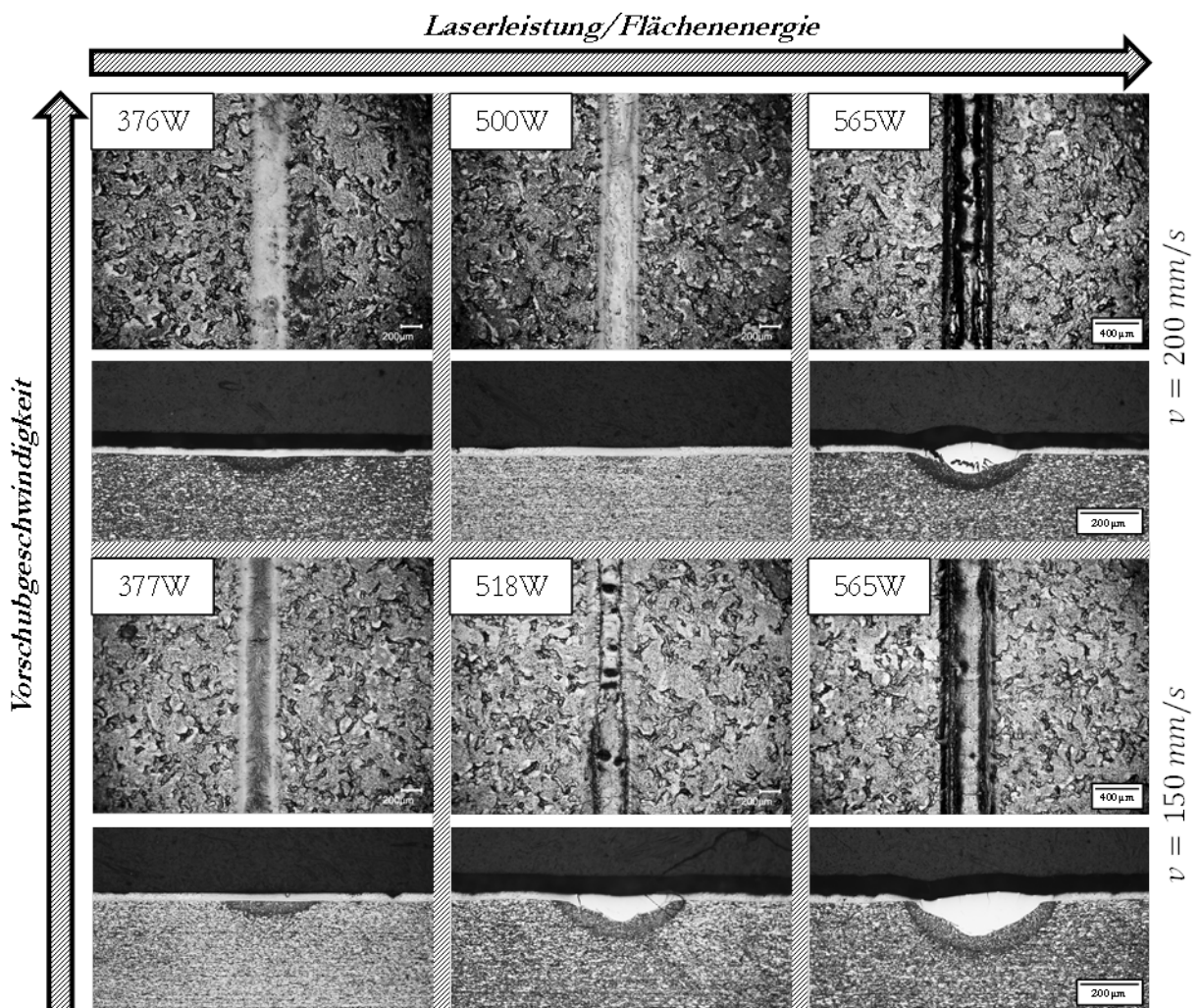


Abbildung 126: Topographiedarstellung (jeweils oben) sowie Mikrostruktur im Querschliff (unten) von mit einem Lasersystem mit quadratischer Intensitätsverteilung applizierten Laserlinien auf AS150-beschichtetem Material in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit und der Laserleistung.

Mit steigender Energieeinbringung zeigen sich zunehmend Risse an den Rändern der Wärmeeinflusszone, die bis in die erstarrte Schmelzzone hineinlaufen (siehe Abbildung 127). Diese sind sowohl in der

Topographie der Umschmelzlinie, als auch im Querschliff zu erkennen. Aus der Analyse einer Vielzahl an Schliffbildern entlang einer Schmelzlinie kann der Punkt der Rissinitiierung sowie die Ursache ermittelt werden. Die Risse entstehen an den äußeren Kanten des Laserprofils bzw. der Wärmeeinflusszone und propagieren im Anschluss sowohl entlang der wannenförmigen Schmelzbadgrenze, als auch innerhalb der Schmelzzone. Die Ursache für die Rissentstehung am Rand der Wärmeeinflusszone liegt in lokal auftretenden laserprofilbedingten Gradienten thermisch induzierter Eigenspannungen. Das rechteckige Profil des TopHat-Lasers bedingt eine deutliche Intensitätsstufe am Rand des Laserspots. Der daraus resultierende lokale Temperaturunterschied liegt deutlich oberhalb der am Laserspotrand induzierten Temperaturunterschiede im Falle eines nach außen hin abfallenden gaußförmigen Lasers (Lasersystem 1). Daher sind bei Lasersystem 1 unabhängig von der Flächenenergie keine Risse zu detektieren.

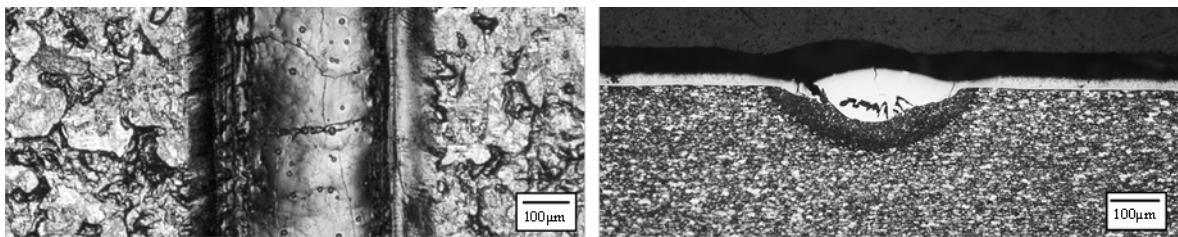


Abbildung 127: Rissbildung in einer Topographiedarstellung (links) sowie im Querschliff (rechts) nach einer Laserüberfahrt mit quadratischen TopHat Intensitätsverteilung und einer Laserleistung von 565 W.

Eine weitere Ursache der Rissentstehung sowie -fortschritts kann beschichtungsseitig in entstehenden oder bereits vorliegenden Aluminium-Silizium-Eisen-Phasen gefunden werden. Insbesondere die aluminiumhaltige Al_5Fe_2 -Phase weist eine hohe Sprödigkeit und Härte sowie eine geringe Bruchzähigkeit auf [80, 82]. Thermisch induzierte Spannungen können folglich nicht ausreichend elastisch bzw. plastisch kompensiert werden und es kommt zu einer lokalen Überschreitung der kritischen Bruchzähigkeit und Rissinitiierung sowie -fortschritt. In Tabelle 7 ist die Versuchsmatrix, für den Fall des zweiten Lasersystems dargestellt. Die Parameter die zu einer Beschichtungsumschmelzung ohne signifikante Topographieänderung bzw. Substrataufschmelzung führen sind mit einem Haken indiziert. Parametersätze mit Kreuz weisen ein mit Abbildung 127 vergleichbares Erscheinungsbild auf.

Tabelle 7: Tabellarische Darstellung der Versuchsmatrix mit Indizierung eines auftretenden Substrataufschmelzens und Rissbildung (Kreuz) und Fokussierung auf die Beschichtungsphase (Haken).

v_L \ E	5	5.87	6.7	7.54	8.37	9.21	10.05	10.89	11.72
300	✓	✓	✗	✗	✗	✗	✗	✗	✗
250	✓	✓	✓	✗	✗	✗	✗	✗	✗
200	✓	✓	✓	✗	✗	✗	✗	✗	✗
150	✓	✓	✓	✓	✓	✗	✗	✗	✗
100	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✗	✗	✗

Es ist deutlich zu erkennen, dass die eingebrachte Flächenenergie alleine keine valide Aussage darüber zulässt ob es zu einem An- bzw. Aufschmelzen des Substrates kommt. Die Flächenenergie ist nach Formel 68 neben der Laserleistung von der Spotgeometrie und der Vorschubgeschwindigkeit abhängig. Bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten werden daher zur Erreichung einer äquivalenten Flächenenergie signifikant höhere Laserleistungen benötigt. Bei 300 mm/s Vorschubgeschwindigkeit wird eine Laserleistung von 565 Watt benötigt um eine Flächenenergie von 5 J/mm² zu applizieren. Im Gegensatz dazu reichen bei 100 mm/s aufgrund einer Verdreifachung der Wechselwirkungszeit bereits 188 Watt Laserleistung aus um die entsprechende Flächenenergie in das System einzubringen. Das ermittelte Prozessfenster ist in Abbildung 128 als schraffierte Fläche dargestellt. Die eingezeichneten Punkte repräsentieren jeweils die maximale Laserleistung, bei der es bei der jeweiligen Vorschubgeschwindigkeit zu keinem Lasereinbrand in das Stahlsubstrat gekommen ist. Legt man einen näherungsweise linearen Verlauf der maximal möglichen Laserleistung mit der Vorschubgeschwindigkeit zu Grunde, würde man bei einer Laserleistung von 5 kW bei eine Scangeschwindigkeit von ~2000 mm/s realisieren können. Anstatt einer Erhöhung der Laserleistung, kann die Vorschubgeschwindigkeit auch über eine Reduktion des Spotdurchmessers erzielt werden.

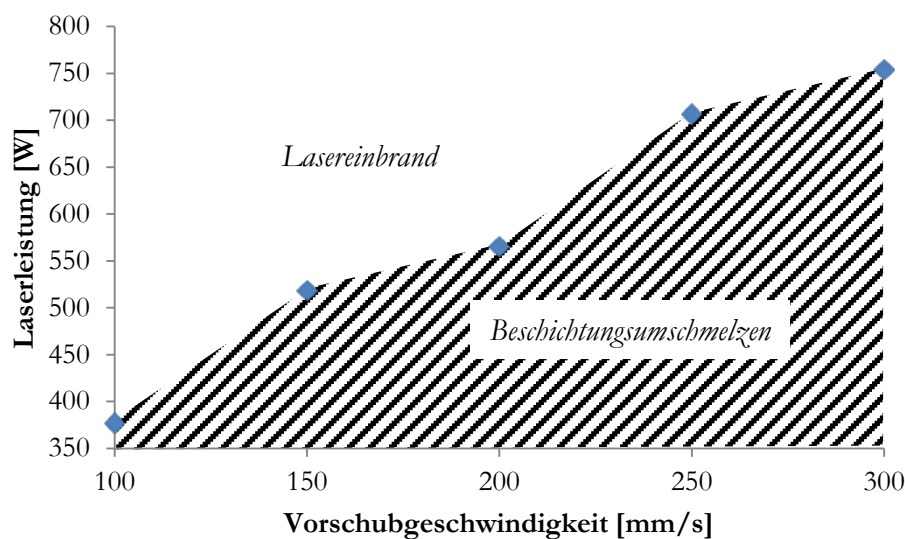


Abbildung 128: Prozessfenster in Abhängigkeit der Scangeschwindigkeit und der Laserleistung des quadratischen TopHat-Lasers.

In Abbildung 129 ist analog zum gaußförmigen System eine Simulation des Wärmeleitungsschweißprozesses sowie der Abgleich mit dem entsprechenden Realversuch dargestellt. Hierbei wird exemplarisch der Prozess mit einer Laserleistung von 471 Watt, einer Scangeschwindigkeit von 150 mm/s und einer Spotkantenlänge von 0,375 mm gerechnet. Die ermittelte Einschweißtiefe in das Grundsubstrat liegt bei 120 µm, dies deckt sich mit dem Realexperiment. Die Ausdehnung der Aluminium-Silizium-Schmelzgrenze beträgt etwa 700 µm, was deutlich oberhalb der Spotkantenlänge von 375 µm liegt. In Analogie zur gaußförmigen Verteilung spielt hierbei die wiederum die hohe Wärmeleitfähigkeit von

Aluminium im Vergleich zum Stahlsubstrat die entscheidenden Einflussfaktor auf die Schmelzbadgeometrie.

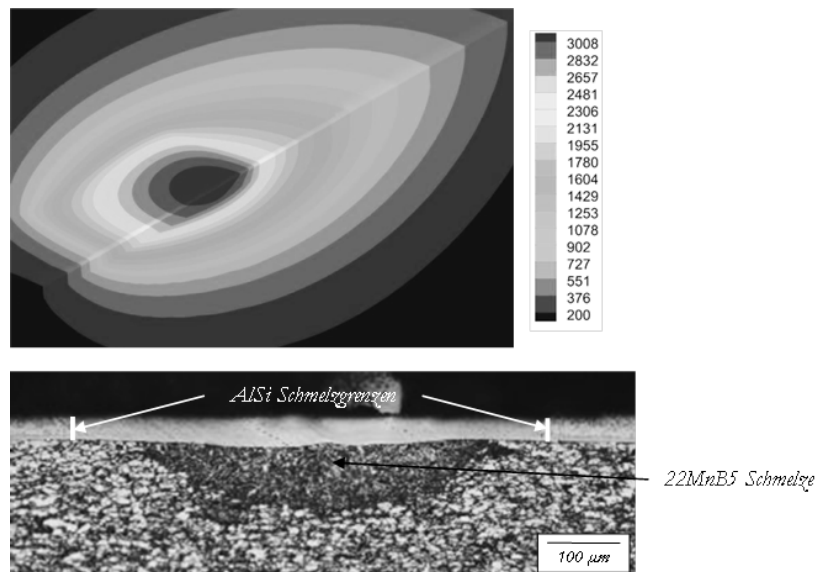


Abbildung 129: Simulation und experimentelle Darstellung in Form einer lichtmikroskopischen Aufnahme im Querschliff einer Laserline mit einer Laserleistung von 471 Watt, einer Scangeschwindigkeit von 150 mm/s und einer Spotkantenlänge von 0.375 mm.

System 3 – Ytterbium Faserlaser mit runder Top-Hat-Intensitätsverteilung

Als dritte Variante wird ein Ytterbium Faserlaser mit einer runden Top-Hat-Intensitätsverteilung gewählt, der bezüglich der Spotgeometrie eine Mischung aus Lasersystem eins und zwei darstellt. Der Fokusbereich weist mit 600 µm die größte Bestrahlungsfläche auf. Der hohe Fokusbereich bedingt in Folge eine geringe mittlere Intensität von $0.71 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ und deutlich geringere Flächenenergien bei technisch relevanten Vorschubgeschwindigkeiten des Lasers. Ein Aufschmelzen des 22MnB5-Stahlsubstrates kann zwar reproduzierbar mit einer Flächenenergie oberhalb 14 J/mm^2 generiert werden, hierfür ist jedoch eine Wechselwirkungszeit von über 24 ms notwendig. Dies entspricht einer Vorschubgeschwindigkeit $< 25 \text{ mm/s}$. Eine beispielhafte Aufschmelzung ist in Abbildung 130 für eine Vorschubgeschwindigkeit von 12.5 mm/s dargestellt. Die im Querschliff dargestellte Laserspurspur ist die einzige Linie in der Versuchsmatrix, bei der ein Substrataufschmelzen zu verzeichnen ist.

Die Wärmeeinflusszone weist analog zum Schmelzbad eine wannenförmige Struktur auf. Am Rand der Wärmeeinflusszone kommt es aufgrund von thermisch induzierten Eigenspannungen zur Rissbildung ebenfalls vergleichbar mit dem zweiten Lasersystem. Bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten reicht die eingebrachte Energie nicht aus um eine signifikante Beeinflussung der Beschichtung zu erzielen.

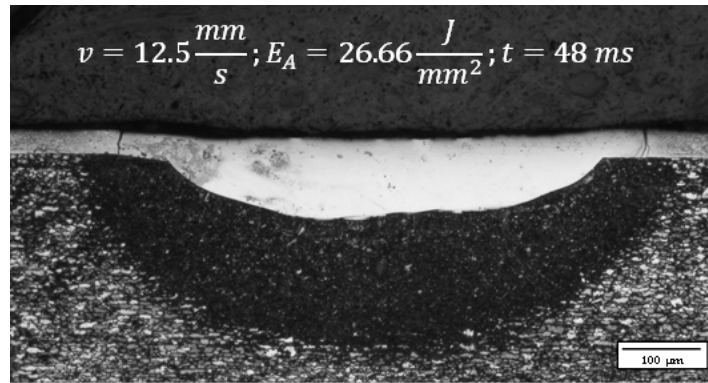


Abbildung 130: Lichtmikroskopische Aufnahme eines Querschliffs senkrecht zu einer - mit einer runden Top Hat Intensitätsverteilung und einer Scangeschwindigkeit von 12.5 mm/s applizierten Laserlinie auf AS150.

Variation der Scanstrategie

Das Auffinden eines passenden Parameterfensters mit einem einfachen Laserlinienüberlauf stellt prozesseitig eine komplexe Aufgabe dar. Daher werden verschiedene Scanstrategien in einer Versuchsmatrix mit 32 verschiedenen Parametersätzen untersucht. Auf der einen Seite kann durch Wobbeln bzw. die Erzeugung von rotatorischen Taumelschwingungen eine Defokussierung des Strahls vorgenommen werden und die Wechselwirkungszeit der Laserstrahlung mit der Beschichtungsphase erhöht werden. Andererseits wird versucht mittels mehrmaligen Überfahrens den Schmelzpunkt der Laserlinie durch Eisendiffusion weiter zu steigern. Als Lasersystem wird der quadratische Top Hat Laser mit einer maximalen Laserleistung von 500 Watt gewählt. Die Scangeschwindigkeit wird zwischen 150 und 250 mm/s und die Oszillationsfrequenz der Taumelschwingung zwischen 500 und 1000 Hz variiert. Um einen Vergleich von gewobbelten und einfachen Linien zu erhalten werden für jede Laserleistung von 325, über 378 und 471 bis hin zu 492 Watt analoge Parameter für beide Scanstrategien appliziert. Die Laserlinien werden in Abständen von 10 mm auf AS150-beschichtetes Material aufgebracht, wobei jeweils fünf Linien pro Parametersatz gefahren werden. Im Anschluss werden alle 32 Proben induktiv mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 20 mm/s und einer Stromstärke von 68 A erwärmt und die stoppende Wirkung der Laserlinien evaluiert. Abbildung 131 zeigt lichtmikroskopische Aufnahmen in der Aufsicht auf zwei einfache Laserlinien mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 150 mm/s.

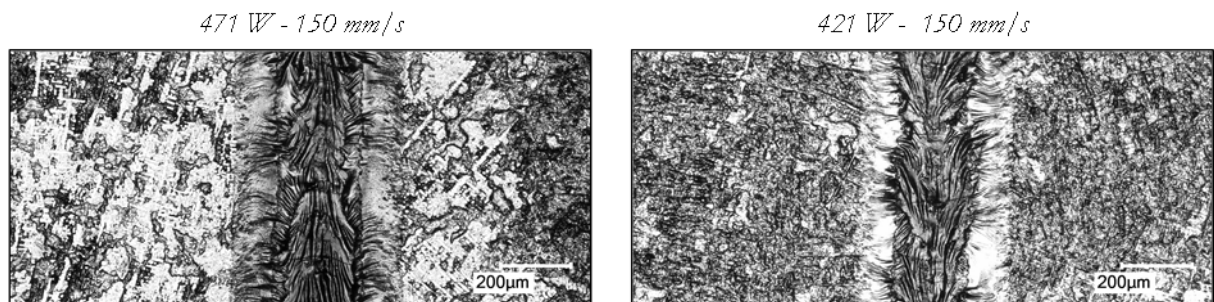


Abbildung 131: Topographiedarstellung von Laserlinien erzeugt mit einem quadratischen Intensitätsprofil und einer Laserleistung von 421 - 471 Watt bei einer Scangeschwindigkeit von 150 mm/s.

Die Linie mit der höheren Laserleistung zeigt einen deutlichen Stoppeffekt auf die Beschichtung, wohingegen eine Reduktion der Leistung um ca. 11 % dazu führt, dass die Beschichtungswelle durch die Laserlinie nicht signifikant beeinflusst wird und es zu deutlichen Strömungslinien zwischen den Laserlinien kommt. Die in Kapitel 4.1.1. ermittelte Temperaturinhomogenität im Längsfeldinduktor führt zu einer verstärkten Anhäufung der Beschichtung an den Blechkanten, die jedoch ebenfalls arretiert wird. Eine Anpassung der Linienorientierung in z.B. V-Form könnte diesen Effekt verringern. Des Weiteren spielen Randeffekte bei großen Formplatinen eine zunehmend geringere Rolle.

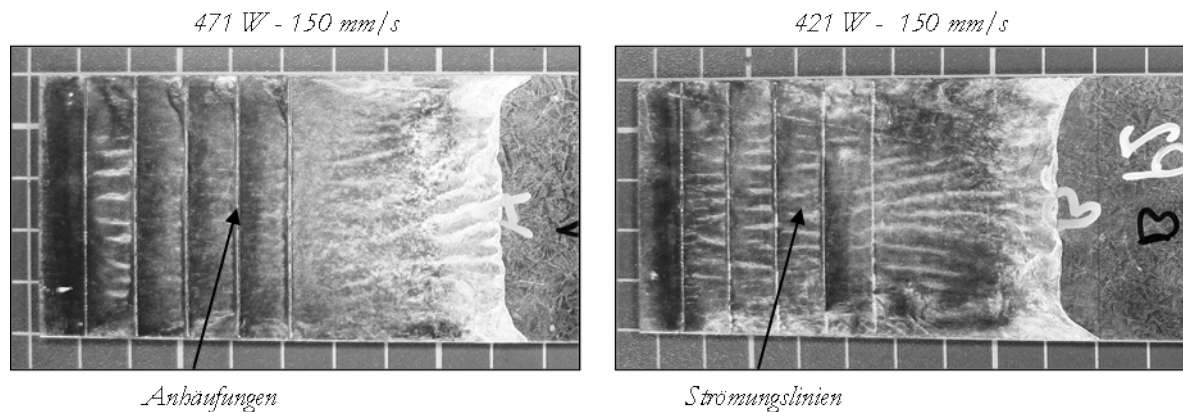


Abbildung 132: Effekt auf die Beschichtungsverschiebung nach induktiver Erwärmung mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 20 mm/s und einer Stromstärke von 68 A von Proben mit jeweils 5 applizierten Flussbarrieren.

In der lichtmikroskopischen Aufsicht auf die entsprechenden Laserlinien kann der Effekt nachvollzogen und der Mechanismus der stoppenden Wirkung erläutert werden. Die Proben werden horizontal unter dem Lichtmikroskop orientiert, sodass Unscharfe Bereiche auf Höhenunterschiede auf der Probenoberfläche schließen lassen. Dementsprechend liegt die im Lichtmikroskop dunkel erscheinende Laserlinie auf einem vergleichbaren Höhenniveau wie die angrenzende AlSi-Beschichtung. Lediglich auf der linken Seite der mit 471 Watt applizierten Umschmelzlinie ist die Anhäufung der Beschichtung in Form eines Schärfeverlustes ersichtlich. Eine derartige Erhöhung ist in der Probe, die mit 421 Watt wärmebehandelt wird nicht zu verzeichnen. Auffällig ist, dass im Fall der geringeren Laserleistung eine Überlagerung der Laserlinie mit flüssiger AlSi-Beschichtungsphase ersichtlich ist, die partiell an den Stellen der Strömungslinien durchbrochen ist.

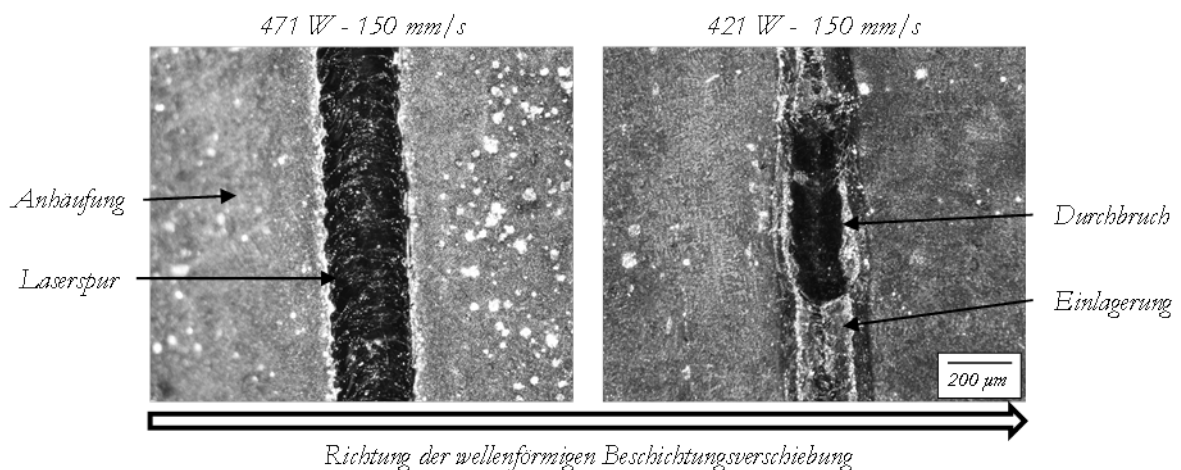


Abbildung 133: Topographiedarstellung nach induktiver Erwärmung, links mit Anhäufung vor der Barriere und rechts mit Indizierung von Einlagerungen und Durchbruch.

Im Querschliff durch die Laserspuren vor der induktiven Erwärmung lässt sich der Unterschied in der stoppenden Wirkung der dargestellten Zustände ebenfalls erläutern. Die höhere Flächenenergie bei einer Laserleistung von 471 Watt führt zu einer signifikant größeren Schmelzzone bis in das Grundsubstrat hinein. Dies führt zu einer Erhöhung des Eisenanteils aufgrund konvektiver Strömungen im Schmelzbad sowie einem höheren Angebot an Eisen. Des Weiteren entsteht eine leichte Erhebung an der Stelle der Laserlinie, die eine physische Barrierewirkung auf die ankommende Beschichtungswelle ausüben kann. Bei 421 Watt ist kein Aufschmelzen des Grundsubstrats zu verzeichnen.

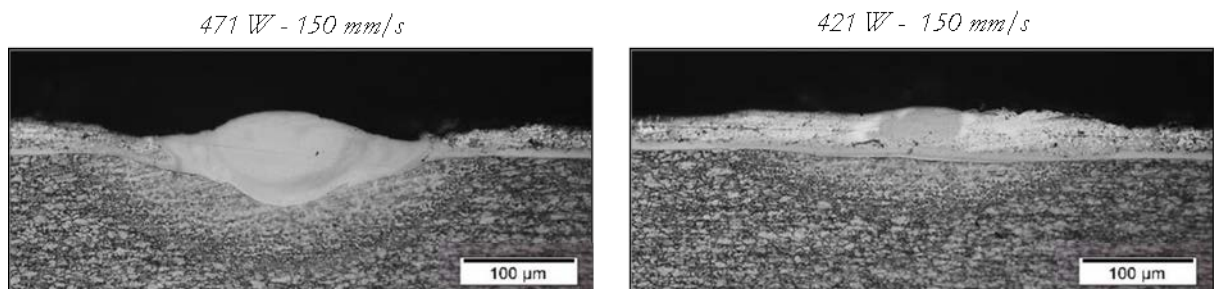


Abbildung 134: Lichtmikroskopische Aufnahmen von Querschliffen senkrecht zu einer Laserlinie, appliziert mit einem Laser mit quadratischer Top-Hat Intensitätsverteilung, 471 Watt (links), 421 Watt (rechts) Laserleistung sowie einer Scannergeschwindigkeit von 150 mm/s.

Die Oszillationsfrequenz des Wobbelprozesses wird von 500, auf 750 bis 1000 Hz erhöht, was einhergeht mit einer Variation der Pendelamplituden in x- sowie in y-Richtung zwischen 0.5 mm, auf 0.375 mm bis 0.25 mm. Dies spiegelt sich auch in der resultierenden Linienbreite in der Draufsicht wieder, die bei höheren Amplituden eine größere Ausdehnung aufweist (siehe Abbildung 135). Die Taumelschwingung führt aufgrund der rotatorischen Bewegung zu einer charakteristischen, bogenförmigen Ausbildung der

Schweißnaht.

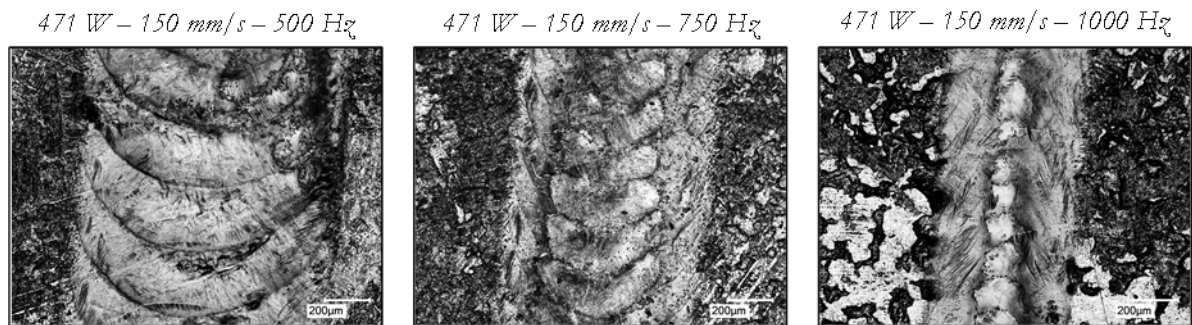


Abbildung 135: Topographie von Laserlinien mit gewobelter Strahlführung und unterschiedlichen Prozess- und Wobbelparameter.

In der gesamten Versuchsmatrix ist kein Parametersatz mit gewobelter Strahlführung enthalten, der in einer stoppenden Wirkung der induktiv erzeugten Beschichtungswelle führt. Selbst hohe Laserleistungen von 491 W, kombiniert mit einer geringen Vorschubgeschwindigkeit von 150 mm und hohen Oszillationsfrequenzen zeigen nicht die gewünschte stoppende Wirkung. In der lichtmikroskopischen Aufsicht auf die gewobbelten Laserlinien nach einer induktiven Erwärmung kann gesehen werden, dass die Linie vollständig mit AlSi-Beschichtung überströmt werden. Die schweißraupenförmige Laserspurs ist nach der induktiven Erwärmung in der Aufsicht nicht mehr zu identifizieren. Dies lässt zusätzlich darauf schließen, dass ein großer Teil der Laserspurs durch die induktive Energiezuführung erneut aufgeschmolzen ist und die Lasererwärmung nur zu einer begrenzten Eisendiffusion geführt hat.

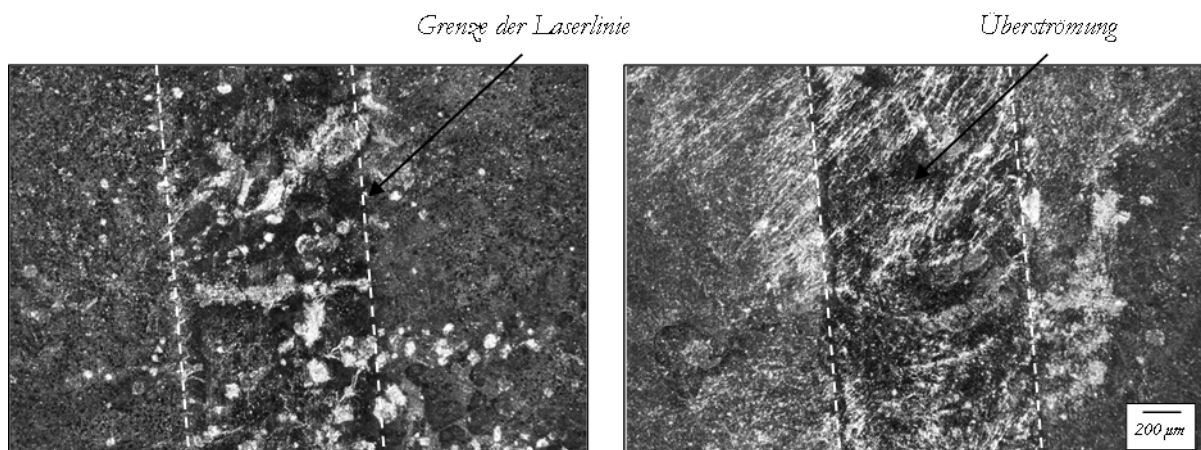


Abbildung 136: Aufsicht auf eine gewobbelte Laserlinie (471 Watt, 150 mm/s, 500Hz) nach induktiver Erwärmung des Probebleches.

Ein mehrmaliges Überfahren der gleichen Linie hat einen starken Effekt auf die stoppende Wirkung der Barriere da zumindest konzeptionell im ersten Schritt eine konvektive Vermischung von Eisen aus der intermetallischen Phase sowie dem Substrat mit der Aluminiumphase stattfindet und die zweite nachgelagerte Erwärmung ausreichend Energie für die entsprechenden Diffusionsvorgänge innerhalb des Schmelzbades bereitstellt. Zur Untersuchung werden die bereits dargestellten Parameter mit einer

Scangeschwindigkeit von 150 mm/s und einer Laserleistung von 421, respektive 471 Watt, einmal sowie zweimal zusätzlich mit einer geringeren Laserleistung von 279 Watt überfahren und die Schmelzbadentwicklung charakterisiert. Die erneute Überfahrt führt zu einer signifikanten Erweiterung des Schmelzbades ohne bei der 471 Watt Laserlinie die Tiefe der Einschmelzung merklich zu erhöhen. Im Fall der geringeren Laserleistung der Primärlinie ist der Unterschied im Querschliff deutlich zu erkennen. Bei einer einfachen Überfahrt ist die intermetallische Fe-Al-Si-Phase noch deutlich im Bereich der Schmelzzone ersichtlich und lediglich eine Wärmeinflusszone bis in das Substrat vorhanden. Nach einer zusätzlichen Überfahrt zeigt sich ein Aufschmelzen des Substrats das mit einer Erhöhung des Eisengehaltes in der Umschmelzzone einhergeht.

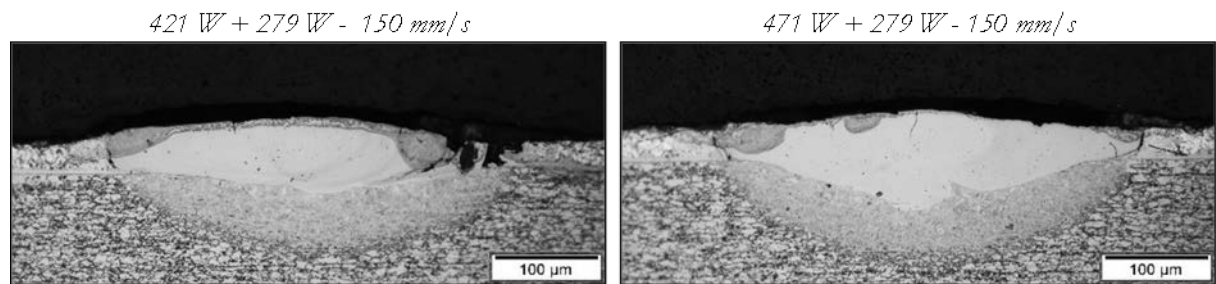


Abbildung 137: Lichtmikroskopische Aufnahmen von Querschliffen senkrecht zu einer Laserlinie, appliziert mit einem Laser mit quadratischer Top-Hat Intensitätsverteilung, 421 + 279 Watt (links), 471 + 279 Watt (rechts) Laserleistung sowie einer Scannergeschwindigkeit von 150 mm/s.

Dieser Effekt ist auch in der Stoppwirkung der Laserlinien auf die Beschichtungsverschiebung zu beobachten. Die 421-Watt Linie zeigt bei einer einfachen Linienführung keinen signifikanten Stoppeffekt, wohingegen nach der zweiten Überfahrt keine Beschichtungspropagation über die Barrieren auftritt. Nach der ersten Überfahrt ist ein fließender Übergang von der Schmelzzone über eine Wärmeinflusszone bis hin zum Ausgangszustand der AlSi-Beschichtung zu verzeichnen. Nach einer erneuten Überfahrt ist eine leichte – auf die Beschichtungsphase beschränkte – Rissbildung an der Grenze der Schmelzzone zu beobachten. Ein potentieller Grund für die Rissbildung bei erneuter Wärmezufuhr liegt in der Bildung Fe-Al-Si-intermetallischer und spröder Phasen während der ersten Erwärmung, die keinen ausreichenden Spannungsabbau im elastisch-plastischen Bereich, bei der nachgelagerten lokalen Erwärmung darstellen können. Die durch die zweite Erwärmung und die Spotgeometrie - an der Grenzzone der Schmelzphase - induzierten Gradienten in der thermischen Ausdehnung führen zu lokalen Spannungskonzentrationen oberhalb der Materialfestigkeit und folglich zur Rissinitiierung. Es kann nicht ausgeschlossen werden, dass die Risse auch auf einen Thermoschock-ähnlichen Mechanismus oder auf die Volumenkontraktion und subsequenten Verlust der Anbindung zurückzuführen sind. Ein zweifaches Überfahren der Linien mit 421 W, respektive 471 W, mit einer nachgelagerten Laserleistung von 279 Watt, führt zu keiner signifikanten Änderung der Schweißnahtentwicklung im Querschliff. Eine Erhöhung der anschließenden Laserleistung führt jedoch zu einer Verstärkung der Rissbildungs- und Ablösungseffekte. In Abbildung 138 ist zu erkennen, dass eine zweifache additive Laserüberfahrt in einer pfpfenartigen Ablösung des

Schmelzbades resultiert. Es kann vermutet werden, dass der Riss analog zu den in Abbildung XY gezeigten Laserspuren in Gebieten der Grenzphase initiiert und im Anschluss in der spröden intermetallischen Phase zwischen Stahlsubstrat und Beschichtung propagiert ist.

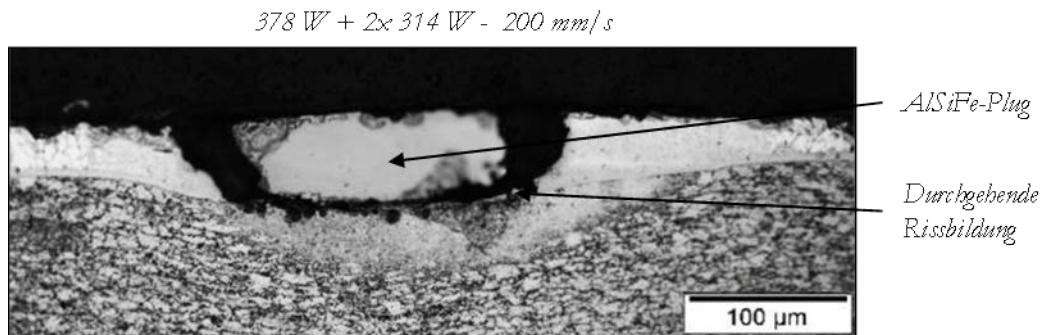


Abbildung 138: Rissbildung und Ablösung nach mehrmaliger Überfahrt mit einem Laser im Querschliff senkrecht zu einer Laserlinie appliziert auf einer As150-Beschichtung.

Erhöhung der Laserleistung und des Fokussdurchmessers

Mit einem hohen Maß an Feldfokussierung und einem dementsprechend geringen Spotdurchmesser kann der benötigten Diffusion für eine vollständige Eisenanreicherung nicht ausreichend Zeit zur Verfügung gestellt werden. Aus diesem Grund wird in Zusammenarbeit mit Fa. Trumpf ein Scheibenlaser-System mit einer Wellenlänge von 1030 nm mit einem Linienfokus der Abmaße 15x1 mm, einer Brennweite von 400 mm und einer Kollimation von 150 mm ausgestattet und Linien mit Leistungen zwischen 1.5 und 5.7 kW sowie Vorschubgeschwindigkeiten zwischen 3 und 9 m/min appliziert (vgl..

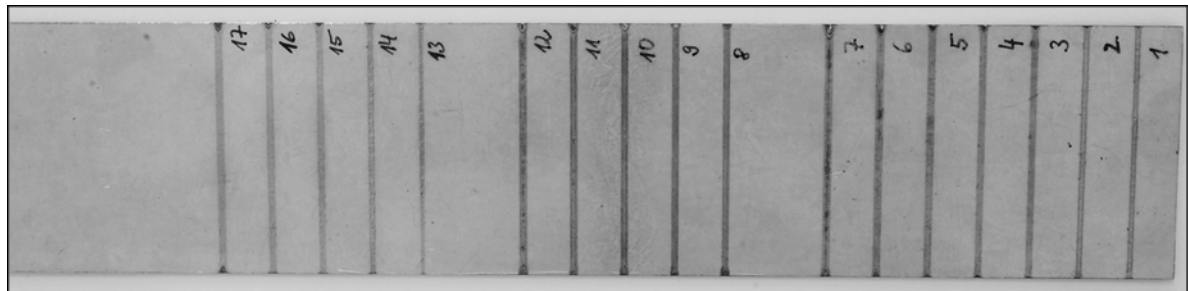


Abbildung 139: Umschmelzlinien auf einem AS150-beschichteten Probeblech mit Indizierung des jeweiligen Parametersatzes nach Tabelle 8.

Der große Spotdurchmesser führt zu einer hohen Wechselwirkungszeit der Strahlung mit der Aluminium-Silizium-Oberfläche was ein Auflegieren der Beschichtung unterstützt. Vor jeder ergänzenden Bearbeitung wird die Probe auf Raumtemperatur abgekühlt um thermische Einflüsse auszuschalten.

Tabelle 8: Parameter für die Applikation von Laserumschmelzlinien mit Linienspot.

Probennummer	Laserleistung (300 W Schritte)	Scangeschwindigkeit
#1-7	2700-4500 W	6 m/min
#8-12	4100-5300 W	9 m/min
#13-17	1500-2700 W	3 m/min

Im Querschliff durch die Umschmelzlinien wird deutlich, dass der flächenmäßig große Spotdurchmesser in Kombination mit hoher Laserleistung zu einer signifikant geringeren Ausbildung von Tiefschweißeffekten oder Substrateinbränden führt. Die Wärmeeinflusszone zeichnet sich durch eine weiterhin homogene Oberfläche und eine stoffschlüssige Beschichtungsphase aus. Unterschiedliche Stadien des Umschmelzprozesses sind in Abbildung 140 dargestellt. Es ist deutlich ersichtlich, dass sich die eisenreiche Interdiffusionszone durch das lokale hochenergetische Aufschmelzen der Beschichtungsphase und subsequent ablaufende Diffusionsprozesse auflöst sowie stängel- und inselförmig in Richtung Oberfläche wächst. Insbesondere bei den Prozessparametern mit der höchsten Energieeinbringung in der Parameterreihe #7 und #12 zeigt sich eine stängelförmige Eisendiffusion, die bis zur Oberfläche reicht.

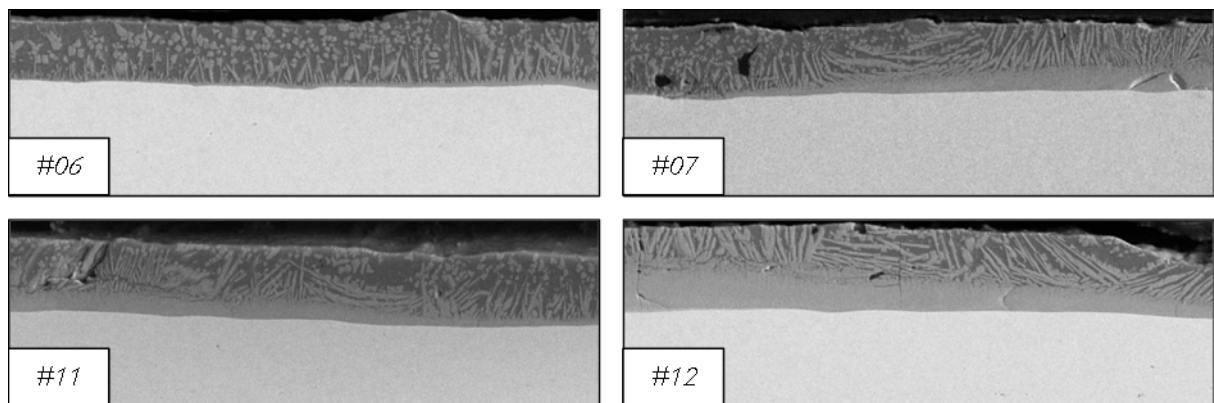


Abbildung 140: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen im Querschliff durch Umschmelzlinien appliziert mit den Prozessparametern #6, 7, 11 und 12 nach Tabelle 8

In der EDX-Linienanalyse (Abbildung 141) ist die chemische Zusammensetzung ausgewählter Phasen dargestellt. Hierbei wird ersichtlich, dass die Laservordiffusion in oberflächennahen Eisengehalten von bis zu 46 wt%, respektive 29 at% resultiert. Auch die dunkleren Bereiche in der Rasterelektronenaufnahme weisen einen Eisengehalt von 19 wt% auf (10.6 at%). Zwischen Stahlsubstrat und stängelförmiger Beschichtungsphase bildet sich eine homogene FeAl-Interdiffusionsschicht aus. Die Interdiffusionsschicht, die sich bei Schmelztauchveredelung mit AlSi zwischen der aluminiumreichen Phase und dem Stahlwerkstoff charakteristisch ausbildet wird aufgrund der Einwirkung der Laserstrahlung und dem Kontakt mit partiell entstehender Flüssigphase aufgelöst. Analog zur konventionellen Diffusion

im Ofenprozess weisen die in der aluminiumreichen Beschichtungsphase vorliegenden intermetallischen Phasen eine Fe_2SiAl_2 -Stöchiometrie auf.

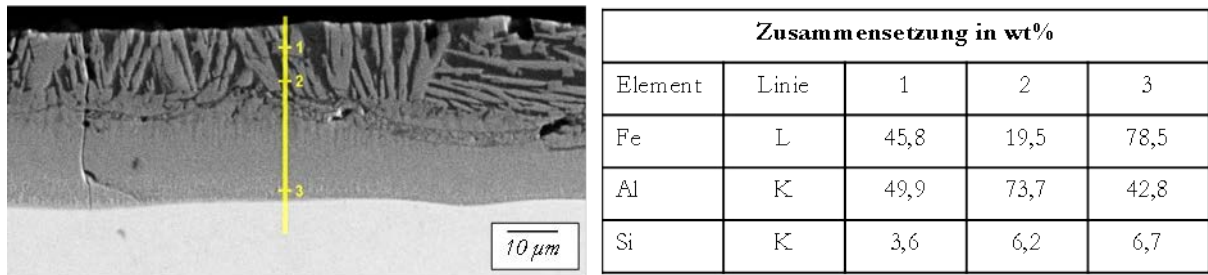


Abbildung 141: EDX-Linienanalyse im Querschliff durch die Laserlinie mit Parametersatz #7.

Eine EDX-Messung entlang der in Abbildung 141 indizierten Linie ist in Abbildung 142 dargestellt. Es wird zusätzlich deutlich, dass der Siliziumgehalt nach der Laservordiffusion auf einem relativ konstanten Niveau liegt und je nach Phase ein entgegengesetzt schwankender Anteil an Eisen und Aluminium ermittelt werden kann.

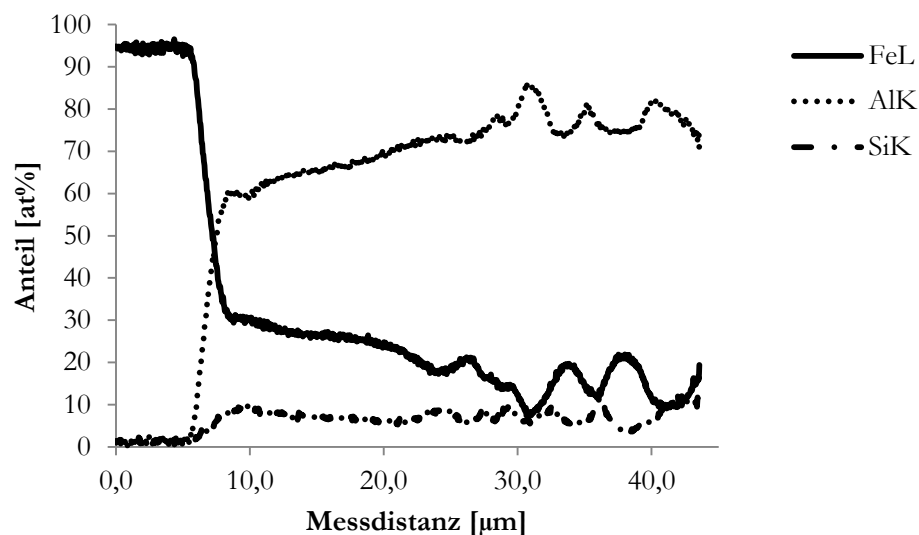


Abbildung 142: EDX-Linienmessung in at% entlang der in Abbildung 141 indizierten Messstrecke nach Applikation einer Laserlinie mit Parametersatz #7

In der Detailaufnahme der Beschichtung (Abbildung 143) ist der Einfluss der Laserleistung auf die Diffusionsprozesse und die Schichtausbildung nachzuvollziehen. Bei 3000 Watt Laserleistung und einer Vorschubgeschwindigkeit von 6 m/min ist kein unmittelbarer Effekt der Lasererwärmung auf die Beschichtungs- und Schichtausbildung zu verzeichnen. Bei einer Leistung 3600 Watt kommt es zu einem Auflösen der Interdiffusionsphase und einer Diffusion von Eisen in die AlSi-Auflage. Bei weiterer Erhöhung der Laserleistung, ist wie bereits in Abbildung 140 dargestellt eine signifikante Aufgliederung der Beschichtung mit Eisen ersichtlich.

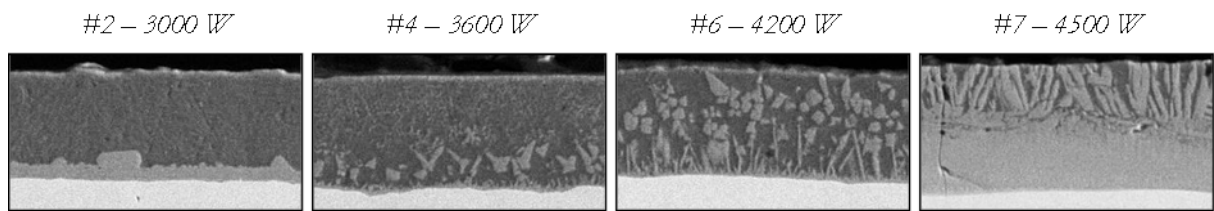


Abbildung 143: Darstellung des Diffusionsprozesses von Eisen in Aluminium in rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen der Wärmeeinflusszone.

Auch wenn eine stabile Auflegung möglich ist, sind die erreichbaren Vorschubgeschwindigkeiten selbst bei maximaler Laserleistung für eine serienbezogene Applikation zu gering.

Laserumschmelzversuche mit synchroner optischer Temperatursteuerung

Um homogene Umschmelzbedingungen über die gesamte Laserlinienlänge zu erzeugen wird eine Steuerung der Laserleistung über die Temperatur mittels Pyrometer realisiert. Zur Temperaturerfassung und –regelung wird ein Einfarbenpyrometer mit einer Messfrequenz von 10kHz verwendet. Da die ablaufenden Erwärmungsprozesse hoch dynamisch ablaufen ist solch eine hohe Messfrequenz unerlässlich für eine stabile Regelung. Das Lasersystem besteht aus einem Scheibenlaser der Fa. Trumpf mit einer maximalen Laserleistung von 16 kW, einer Wellenlänge von 1030 nm und einer Beo 70D Optik. Der Laserspot weist eine gaußförmige Geometrie mit einem Faserdurchmesser von 600 Mikrometer auf. Zur Visualisierung wird eine Hochgeschwindigkeitskamera mit zeitsynchroner Laserbeleuchtung und einer Bildrate von 10.000 Bildern pro Sekunde installiert (Aufbau siehe Abbildung 144). Als Schutzgas wird Argon verwendet um potentieller Oxidation zunächst entgegenzuwirken und die Umschmelzbedingungen besser evaluieren zu können. Die Relativbewegung wird mit einer maximalen Vorschubgeschwindigkeit von 100 m/min über den Probestisch realisiert. Die gemittelte Laserleistung ergibt sich aus der Vorschubgeschwindigkeit und der Set-Temperatur, die dem Regler des Pyrometers hinterlegt werden kann.

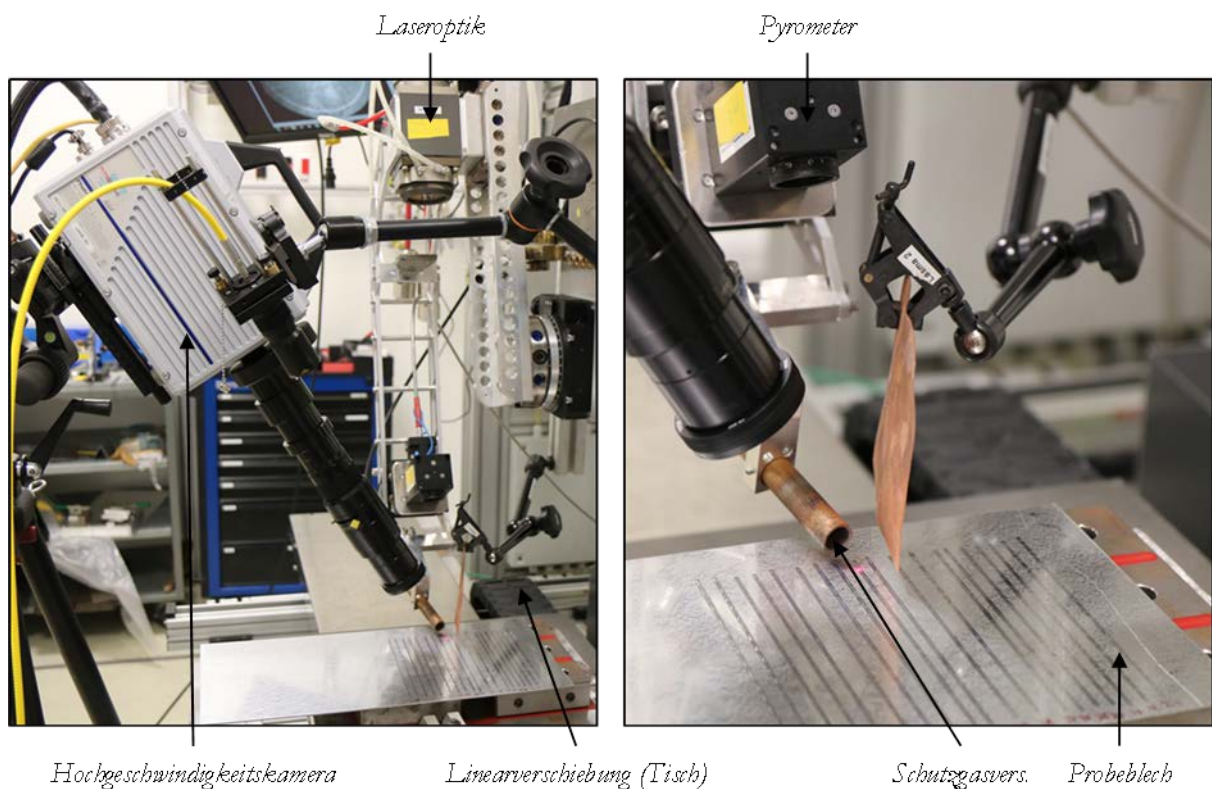


Abbildung 144: Versuchsaufbau zur pyrometergesteuerten Laserumschmelzung von AlSi-beschichteten Blechen.

Bei den Versuchen bzw. dem Aufbau der Versuchsmatrix werden zwei unterschiedliche Herangehensweisen betrachtet und analysiert. Zum einen wird mit konstanter Set-Temperatur eine Variation des Vorschubs zwischen 1 und 100 m/min vorgenommen. Als zweite Variante wird die Set-Temperatur zwischen 900 °C und 3000 °C bei konstanter Vorschubgeschwindigkeit verändert. Eine Darstellung ausgewählter Versuchsreihen liefert Tabelle 9:

Tabelle 9: Versuchsparameter für pyrometergesteuerte Laserumschmelzung.

Versuchsreihe	Set-Temperatur	Vorschubgeschwindigkeit
#1	900 °C (fix)	1 – 100 m/min
#2	900 – 3000°C	50 m/min (fix)
#3	900 – 3000°C	75 m/min (fix)

In Abbildung 145 ist die pyrometrisch ermittelte Temperatur sowie die korrespondierende angeforderte Laserleistung in Prozent der maximalen Leistung (16 kW) für den Parametersatz mit einer Set-Temperatur von beispielhaft 900°C und einer Vorschubgeschwindigkeit von 9 m/min dargestellt. Die Regelung der Temperatur über die prozentuale angeforderte Leistung ist im Messsignal deutlich ersichtlich. Hierbei erschwert jedoch der mit der Temperatur schwankende Emissionsgrad der Oberfläche die korrekte

Temperaturmessung, weshalb die pyrometrisch ermittelten Werte nicht absolut betrachtet werden sollten. Vielmehr ist die relative Betrachtung innerhalb der temperaturvariierenden Versuchsmatrix von Relevanz. Die Schwankung des Absorptionsgrad auf der schmelztauchveredelten Oberfläche stellt ebenso einen Grund für relativ hohe Schwankungsbreiten der Temperatur dar, die wiederum in einer signifikanten Variation der angeforderten Leistung führt. Dennoch ist es möglich, aus der temperaturgesteuerten Ermittlung für die jeweilige Vorschubgeschwindigkeit eine mittlere benötigte Leistung zu ermitteln und eine vergleichbare Umschmelzlinie ohne entsprechende Steuerungseinflüsse zu erzielen.

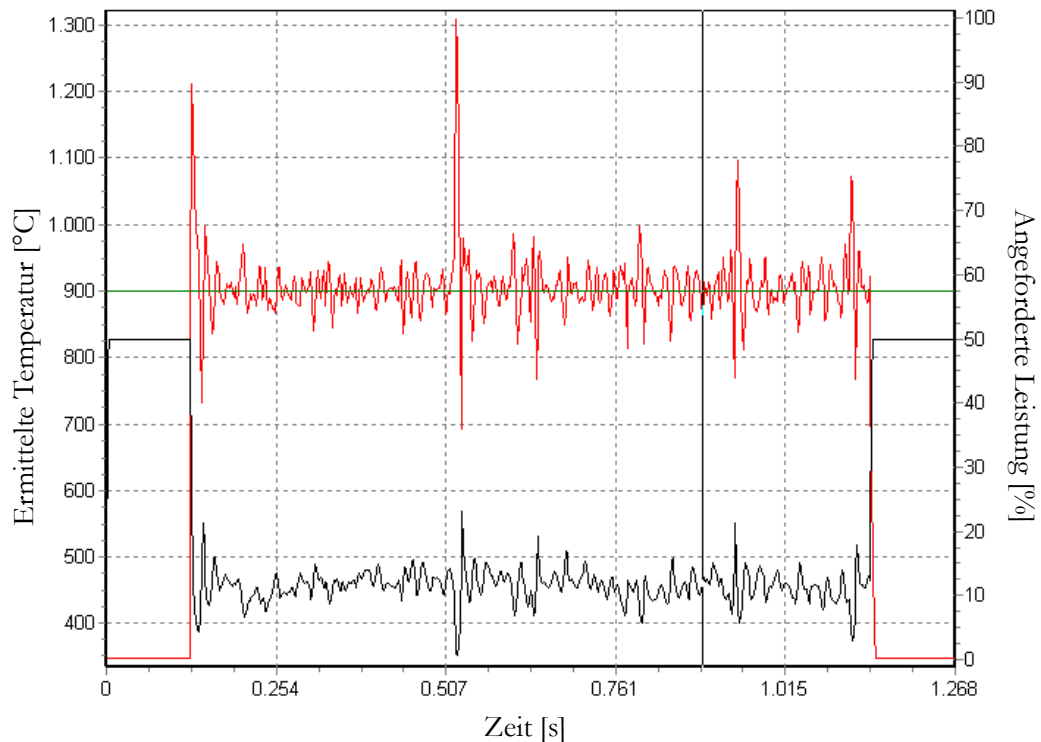


Abbildung 145: Pyrometrisch ermittelte Temperatur (rot) und angeforderte Laserleistung (schwarz) bei einer Set-Temperatur von 900°C und einer Vorschubgeschwindigkeit von 9 m/min.

Die Versuche zeigen ein vergleichbares Ergebnis aus den vorherigen Untersuchungen mit einem sehr engen Prozessfenster für ausreichende Eisenanreicherung der Al-Beschichtung. Für eine Vorschubgeschwindigkeit von 50 m/min (830 mm/s) findet sich lediglich für die Proben mit einer Settemperatur von 1800 und 1900 °C eine Phasensaumdicke in Größenordnung der Beschichtungsdicke respektive eine vollständige Durchlegierung (vgl. Abbildung 146).

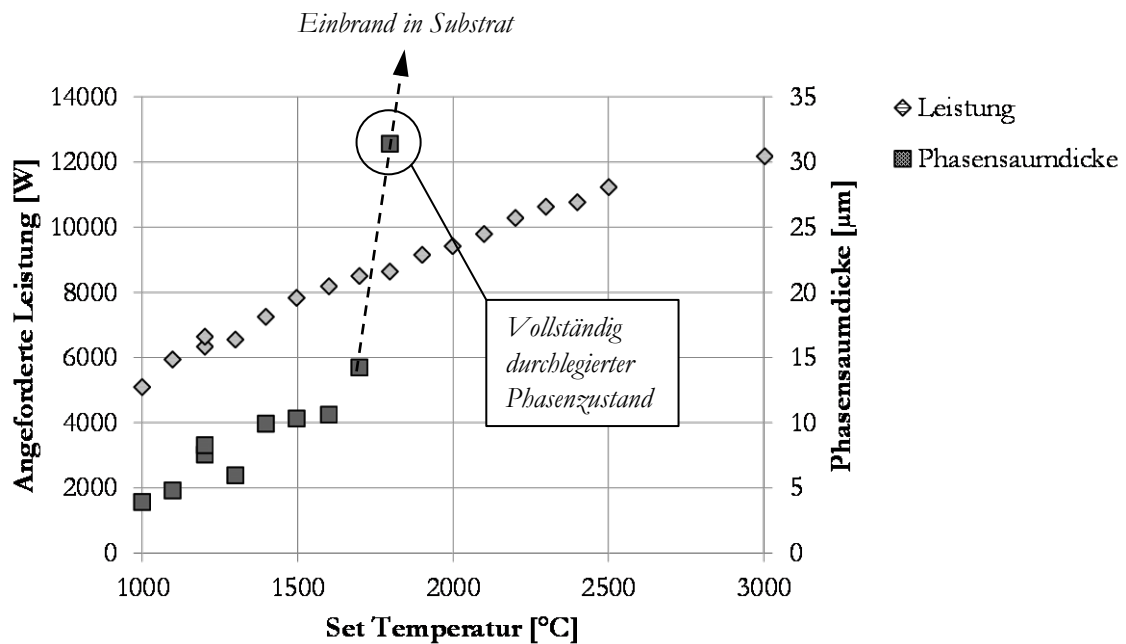


Abbildung 146: Ermittelte Phasensaumdicke in Abhängigkeit der angeforderten Leistung und der Set-Temperatur für eine Vorschubgeschwindigkeit von 50 m/min.

Die induktive Erwärmung der Probebleche auf denen temperaturgeregelte Laserlinien appliziert wurden zeigt ein erwartungsgemäßes Resultat. Nur die Proben, bei denen ein vollständig durchlegierter Phasenzustand vorliegt zeigen eine signifikante Barrierewirkung. In Abbildung 147 ist eine Sequenz aus einer Hochgeschwindigkeitsvideoaufnahme des Laserumschmelzprozesses für drei verschiedene Settemperaturen dargestellt. Es ist deutlich ersichtlich, dass eine hohe Settemperatur zu einer Erhöhung der Prozessdynamik und zu partiellen Substrateinbränden sowie lokalen konvektiven Strömungen führt.

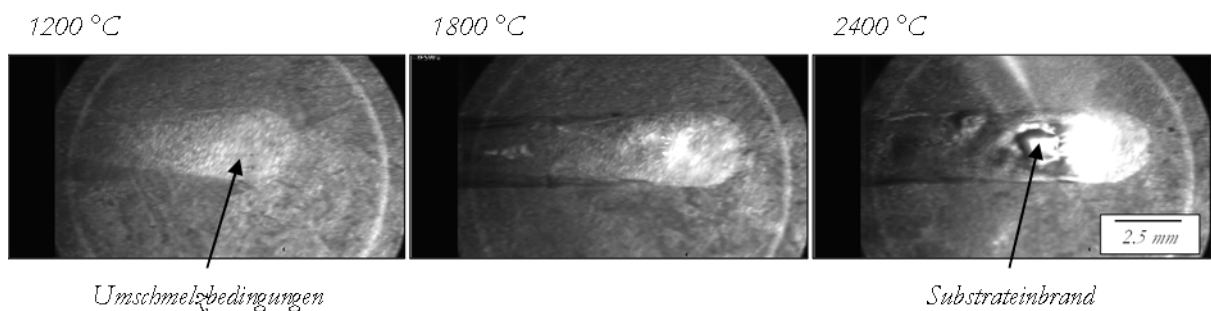


Abbildung 147: Hochgeschwindigkeitsaufnahmen des Umschmelzprozesses mit einer Laservorschubgeschwindigkeit von 50 m/min und einer variierenden Set-Temperatur.

Die Ergebnisse der Umschmelzungsversuche mittels Laser zusammenfassend kann dargelegt werden, dass eine Erhöhung der Laserspotgröße und eine Temperaturregelung zu einer deutlichen Steigerung der Prozessrobustheit führt, wobei Schwankungen im Absorptionsgrad und der Materialgüte in signifikanten Inhomogenitäten im Prozess resultieren.

Lokales Entfernen der Beschichtung

Die Untersuchungen haben gezeigt, dass insbesondere Linien, bei denen die Schicht partiell entfernt wurde bzw. eine signifikante Unterbindung der fließfähigen Beschichtung vorliegt einer Beschichtungsverschiebung entgegenwirken. Aufbauend darauf wird in diesem Unterkapitel das gezielte Entfernen der Beschichtung mittels Laser untersucht. Hierfür kommt ein gaußförmiger gepulster Laser mit einer mittleren Leistung von 70 Watt, einer Pulsfrequenz von 200 kHz und einer Pulsdauer von ~35 ns zum Einsatz, der eine maximale Spitzenleistung von 10 kW und eine maximale Pulsenergie von 1 kJ aufweist. Eine online-Regelung des Abtrages ist bei derart hohen Frequenzen sehr schwierig, daher wird der Grad der Schichtentfernung über wiederholtes Überfahren mit dem Laser reguliert. Im Gegensatz zum vorherigen Einsatz von kontinuierlichen Lasern ermöglichen die hohen Spitzenleistungen des gepulsten Lasers ein oberflächennahes Entfernen der Beschichtung ohne das Auftreten signifikanter Wärmeleitungseffekte in tiefere Beschichtungszonen. Die Reproduzierbarkeit einer Laserentfernung hängt grundsätzlich von der Schichtdickenschwankung und möglichen Inhomogenitäten der Oberfläche sowie der Laserquellenkonstanz und potentieller Erwärmung der Probe während der Laserbearbeitung ab. Auch wenn das Potential zur strömungsgerechten Applikation der Entfernungsbarrrieren besteht, wird die Barrierewirkung zunächst konzeptionell an in Breitenrichtung orientierten Laserlinien analog zu den vorherigen Untersuchungen überprüft. Hierbei werden Linien in Abständen von 10 mm appliziert und eine induktive Erwärmung mit einer Stromstärke von 68 A, einer Frequenz von 200 kHz und einer Vorschubgeschwindigkeit in der dynamischen Erwärmungseinheit von 20 mm/s induktiv erwärmt. Die Versuchsmatrix besteht aus drei Vorschubgeschwindigkeiten des gepulsten Lasers von 2000, 2500 und 3000 mm/s und einer bis zu 10-fachen repetitiven Überfahrt (Tabelle 10). In Tabelle 10 ist ebenfalls indiziert wie hoch der Schichtabtrag der AlSi-Beschichtung im Mittel über die Linien des jeweiligen Versuches ausfällt und ob eine Barrierewirkung bei induktiver Erwärmung beobachtet werden kann. Die Höhe des Abtrags wird mittels konfokaler Weißlichtmikroskopie ermittelt. Erwartungsgemäß steigt der Grad des Materialabtrags mit der Anzahl der Überfahrten sowie einer Verringerung der Scangeschwindigkeit an, da diese Parameter unmittelbar Einfluss auf die Energieeinbringung und die Wechselwirkungszeit nehmen. Aus den Versuchen kann ein Schwellwert des Materialabtrags abgeleitet werden, der zu einer Barrierewirkung der Laserlinie führt. Dieser liegt bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 3000 mm/s bei mindestens 5 Überfahrten und sinkt auf 3, respektive 2-3 nötige Überfahrten bei geringeren Vorschubgeschwindigkeiten von 2500 und 2000 mm/s ab. Bei Linien mit geringerer Wechselwirkungszeit kommt es zu deutlichen Überströmungseffekten der Barrieren und zu einer konventionellen Beschichtungsverschiebung. Des Weiteren zeigen die Untersuchungen, dass eine Beschichtungsentfernung zumindest in der Größenordnung der fließfähigen Aluminium-Silizium-Beschichtung oberhalb der Interdiffusionsschicht notwendig ist (20-30 µm) um eine Barrierewirkung zu erzeugen.

Tabelle 10: Versuchsmatrix zur Applikation von Laserlinien zur Schichtentfernung.

Nr.	Geschwindigkeit [mm/s]	Anz. Überfahrten	Entfernungstiefe [μm]	Barrierewirkung
#1	3000	1	12	Nein
#2	3000	2	14	Nein
#3	3000	3	17	Nein
#4	3000	5	24	Ja
#5	3000	10	29	Ja
#6	2500	1	15	Nein
#7	2500	2	17	Nein
#8	2500	3	21	Ja
#9	2500	5	30	Ja
#10	2500	10	37	Ja
#11	2000	1	16	Nein
#12	2000	2	20	Ja/nein
#13	2000	3	30	Ja
#14	2000	5	47	Ja
#15	2000	10	51	Ja

Der Verlauf der Entfernungstiefe bzw. der Abtragshöhe mit der Anzahl an Überfahrten und variierender Vorschubgeschwindigkeit ist in Abbildung 148 dargestellt. Hierbei wird deutlich, dass eine einfache Überfahrt bei gegebener Laserleistung nur zu einem anteiligen Entfernen der Beschichtung führt und ein deutlicher Zusammenhang zwischen Entfernungstiefe und Vorschubgeschwindigkeit zu erkennen ist. Grundsätzlich kann aus den Untersuchungen die Regel abgeleitet werden, dass eine Barrierewirkung bei einer Entfernungstiefe $>20 \mu\text{m}$ für AS150 erwartet werden kann.

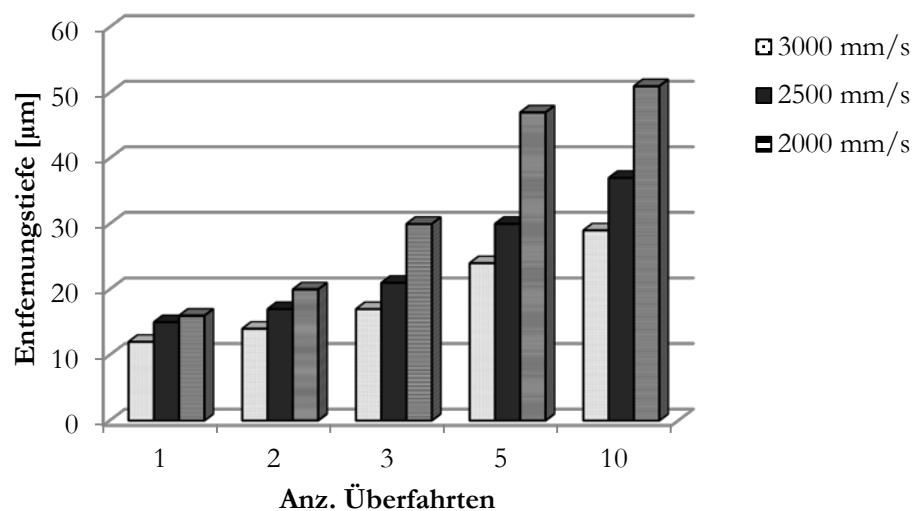


Abbildung 148: Beschichtungsentfernungstiefen bei einer mit AS150-beschichteten Warmumformplatte unter Einsatz eines gepulsten Lasers mit einer mittleren Laserleistung von 70 W.

In Abbildung 149 sind auflichtmikroskopische Aufnahmen der Laserlinien, die mit dem Parametersatz #2 und #4, bzw. einer Scangeschwindigkeit von 3000 mm/s und einer 2 bzw. 5-fachen Überfahrt appliziert wurden. Es wird deutlich, dass ein mehrmaliges Überfahren keinen signifikanten Einfluss auf die Linienbreite sowie die Wärmeeinflusszone nimmt und lediglich die Tiefe der Linie auf Basis eines stärkeren Grauwertkontrastes erkenntlich ist.

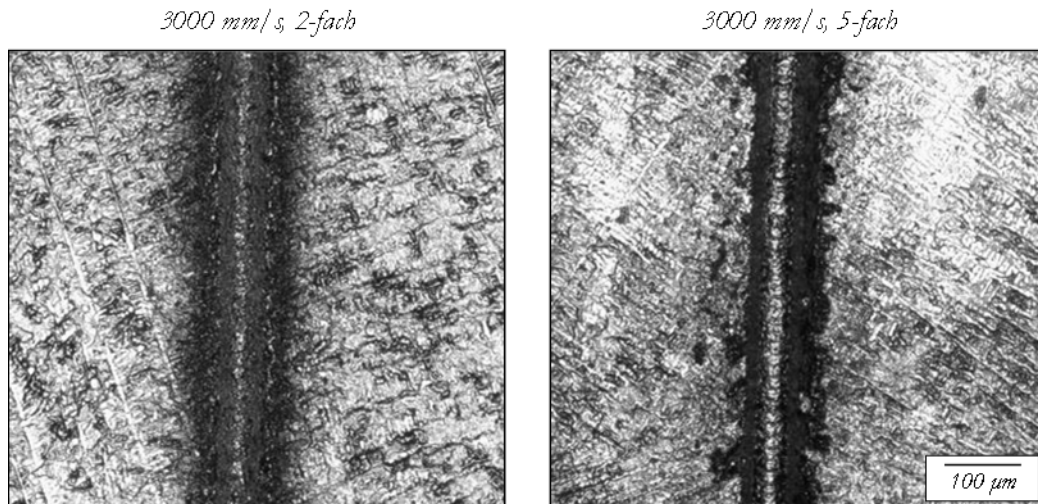


Abbildung 149: Auflichtmikroskopaufnahmen der Topographie einer Laserlinie, appliziert mit Parametersatz #2 (links) sowie #4 (rechts).

Im Querschliff durch die Abtragslinien #2 - #5 (vgl. Abbildung 150) lässt sich eine signifikante Aufwurfsbildung bei Erhöhung der Anzahl an Überfahrten bzw. mit Erhöhung der Abtragtiefe am Rand des Abtragsgrabens feststellen. Im Fall der Abtragslinie #2 die mittels einer doppelten Überfahrt mit 3000 mm/s erzeugt wurde, ist ein deutlicher Anteil an verbleibender, fließfähiger AlSi-Phase ersichtlich. Dies erklärt, dass diese Linie keinen Einfluss auf die Wellenbewegung bei induktiver Erwärmung nimmt. Auch #3 zeigt keinen ersichtlichen Einfluss auf die Beschichtungsverschiebung. Es kann angenommen werden, dass die Entfernung in Regionen der Interdiffusionsphase weiterhin einen ausreichenden Flüssigphasenkanal für eine wellenförmige Bewegung darstellt. Erst ab einer 5-fachen Überfahrt zeigt sich ein komplettes Entfernen der Interdiffusionsschicht, die die resultierende Barrierewirkung begründet.

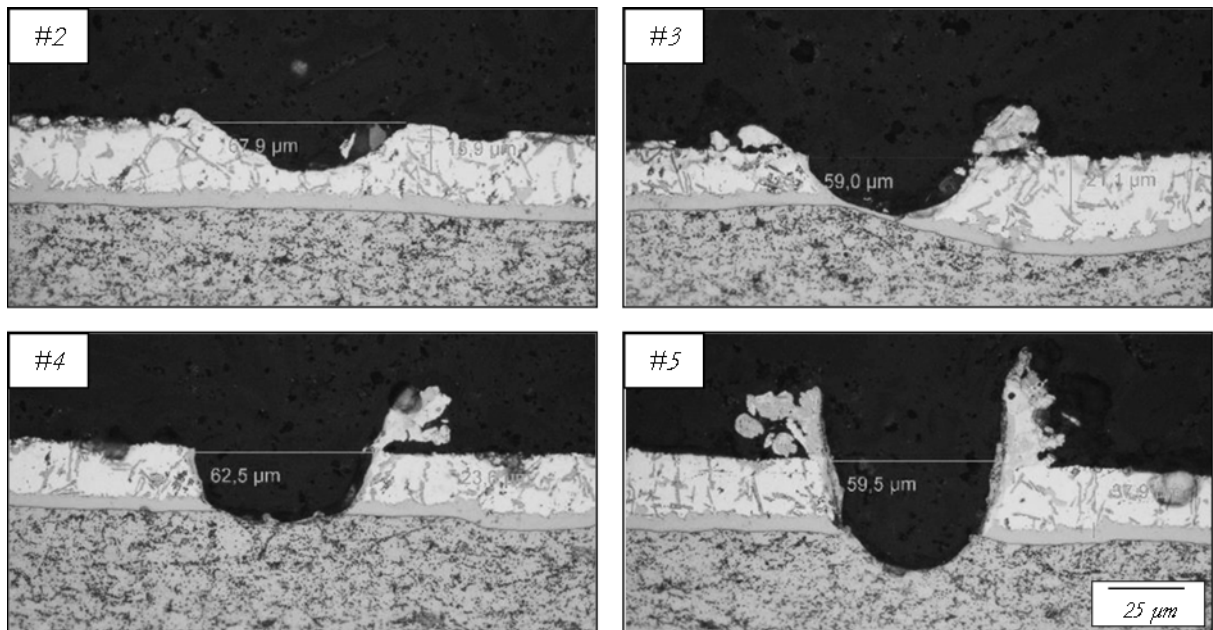


Abbildung 150: Lichtmikroskopische Aufnahmen durch Querschliffe der Laserabtragslinien #2 - #5, entsprechend 2-10 Überfahrten mit 3000 mm/s.

Im Gegensatz dazu können auch Laserabtragslinien identifiziert werden, bei denen eine klare Stoppwirkung bei der induktiven Erwärmung vorliegt und eine verbleibende Interdiffusionsschicht im Querschliff ersichtlich ist (Abbildung 151).

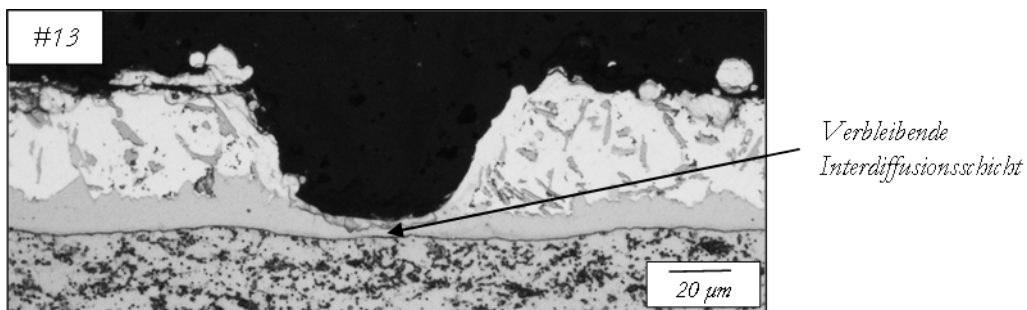


Abbildung 151: Lichtmikroskopische Aufnahme von Querschliffen der Laserabtragslinie #13, entsprechend 3 Überfahrten bei 2000 mm/s.

Variation der Pulsform

Um potentielle Effizienzsteigerungen der Beschichtungsentfernung evaluieren zu können wird die maximale Puls Energie auf 1.0 mJ bei einer Pulslänge von 240 ns, respektive 520 ns verändert und der Einfluss auf die Beschichtungsentfernung analog zu den vorherigen Untersuchungen mittels Schliff und induktiven Erwärmungsversuchen untersucht. Durch die höhere Energieeinbringung werden je nach Vorschubgeschwindigkeit 1-2 Überfahrten benötigt um die Beschichtung in Größenordnung der Gesamtschichtdicke zu entfernen. In der Versuchsmatrix werden Scangeschwindigkeiten zwischen 3000 und 4500 mm/s mit beiden Pulsformen untersucht und ausgewertet. Hierbei zeigt sich, dass eine

Stoppwirkung durch eine Abtragtiefe von $24\text{ }\mu\text{m}$ bei einfacher Überfahrt mit 3000 mm/s Scangeschwindigkeit und einer Pulslänge von 520 ns zu realisieren ist. Bei höheren Vorschubgeschwindigkeiten werden 2 Überfahrten benötigt. Weitere Parametersätze, die einen Einfluss auf die Beschichtungsströmung zeigen sind zweifache Überfahrten bei 3500 bzw. 4000 mm/s , beider Pulsformen und 4500 mm/s bei einer Pulsbreite von 520 ns . Aus diesen aufbauenden Ergebnissen kann geschlussfolgert werden, dass eine Erhöhung der Pulslänge unmittelbar Einfluss auf die Abtragtiefe bei festgelegter Scangeschwindigkeit und maximaler Pulsenergie nimmt. Hierbei sind hohe Pulslängen aus Effizienzgründen zu bevorzugen, da höhere Scangeschwindigkeiten realisiert werden können. Darüber hinaus wäre die Zielsetzung bei einer zukünftigen Applikation die Realisierung einer einfachen Überfahrt, da die Relativbewegung der Formplatte erschwerend hinzukommt und es dadurch regelungstechnisch komplex ist, ein und dieselbe Linie mehrmalig zu überfahren.

Variation des Abtragsmusters

Eine Idee vom Beginn dieses Kapitels aufgreifend kann auch die Lage bzw. das Muster der Barrieren variiert werden um etwaigen Schmelzflussinhomogenitäten geometrisch entgegenzuwirken oder den Fluss der Beschichtung bewusst zu steuern. Um die Beschichtungshomogenität nach dem Ofendurchlauf weiter zu steigern wird ein Kachel- bzw. Schachbrettmuster angedacht (vgl. Abbildung 152), das zu einer starken Lokalisierung der Beschichtungsphase innerhalb der resultierenden rechteckigen Bereiche führt bzw. führen soll.

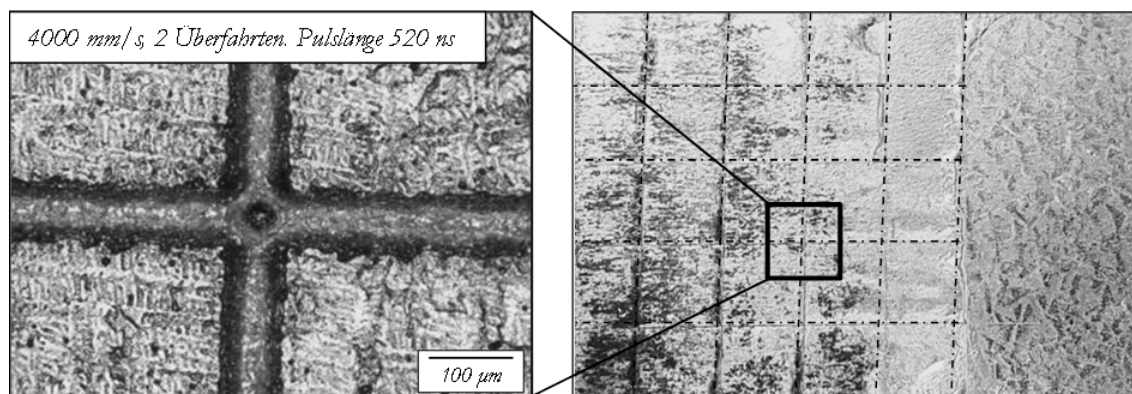


Abbildung 152: Appliziertes Laserabtragsmuster mit Schachbrettstruktur (rechts) und Auflichtmikroskopische Aufnahme einer Laserspurskreuzung (links) unter Verwendung einer Scangeschwindigkeit von 4000 mm/s , einer Pulslänge von 520 ns und einer doppelten Überfahrt.

Die Ergebnisse der induktiven Erwärmungsversuche zeigen, dass Barrieren die in Flussrichtung, senkrecht zur Wellenfront stehen, keinen Einfluss auf die globale Beschichtungsverschiebung nehmen. Hinzu kommt, dass die Wirkung im Vergleich zu einzeln applizierten Linien signifikant geringer ist. Eine Erklärung hierfür könnte eine mögliche Flüssiphasenströmung entlang der in Flussrichtung orientierten Gräben sein. An den Kreuzungsstellen liegt darüber hinaus eine signifikante Erhöhung der Abtragtiefe

vor, da an dieser Stelle die doppelte Wärmeeinflusszeit durch Überschneidung der Laserlinien vorliegt und ein Freilegen des Substrates nicht vermieden werden kann.

Um die Theorie zu überprüfen, dass auch punktförmige Barrieren einen Einfluss auf den Beschichtungsfluss haben, wird ein Punktraster mit dem gleichen Versuchsaufbau auf AS150-beschichtete Probebleche aufgebracht. Hierfür wird punktuell Material mit einer variierenden Anzahl an Pulsen pro Entfernungspunkten abgetragen und der Effekt auf die Beschichtungsverschiebung bei induktiver Erwärmung evaluiert. Die Versuchsmatrix umfasst drei Abstände der Punkte zwischen 1, 1.75 und 2.5 mm, drei verschiedene Anzahlen an Pulsen pro Entfernungspunkten von 5 über 10 bis zu 15 Pulsen sowie eine alternierend versetzte und eine gleichmäßige Anordnung der Punktreihen. Im Fall der versetzten Anordnung ist jede weitere Reihe in Breitenrichtung um einen halben Punktabstand verschoben (siehe Abbildung 153 links). Daraus ergeben sich 2900 Punkte am Beispiel einer versetzten Anordnung mit 1 mm Punktabstand in Längs- sowie Breitenrichtung und einer Beschichtungsfläche von 50 x 45 mm.

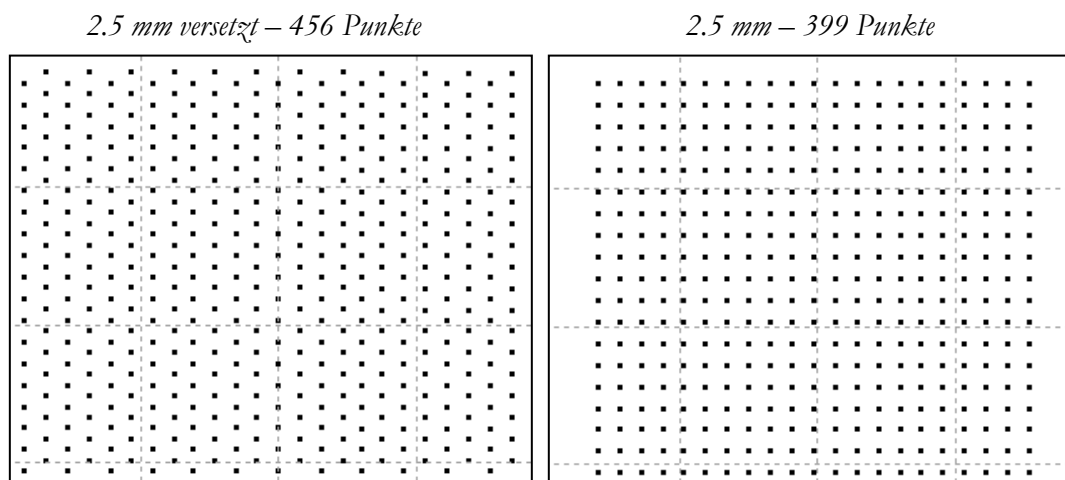


Abbildung 153: Punktraster mit 2.5 mm Punktabstand in versetzter (links) und gleichmäßiger Anordnung (rechts).

In der Aufsicht auf die punktuellen Entfernungsstellen (vgl. Abbildung 154) ist die Topographie in Abhängigkeit der Pulshäufigkeit dargestellt. Die Wärmeeinflusszone steigt mit der Erhöhung (insbesondere bei 15 Pulsen) deutlich an. In der Darstellung ist ebenfalls eine Messung mittels konfokaler Weißlichtmikroskopie mit Indizierung der expliziten Entfernungstiefe dargestellt. Analog zu den linienförmigen Entfernungsvorversuchen zeigt sich ein proportionales Verhältnis zwischen Entfernungstiefe und Wechselwirkungszeit mit dem Laser bzw. der Pulsanzahl. Demnach werden mindestens 15 Pulse mit einer Pulszeit von 30 ns und einer Leistung von 70 Watt benötigt um die fließfähige Beschichtung einer AS150-beschichteten Probe punktuell zu entfernen.

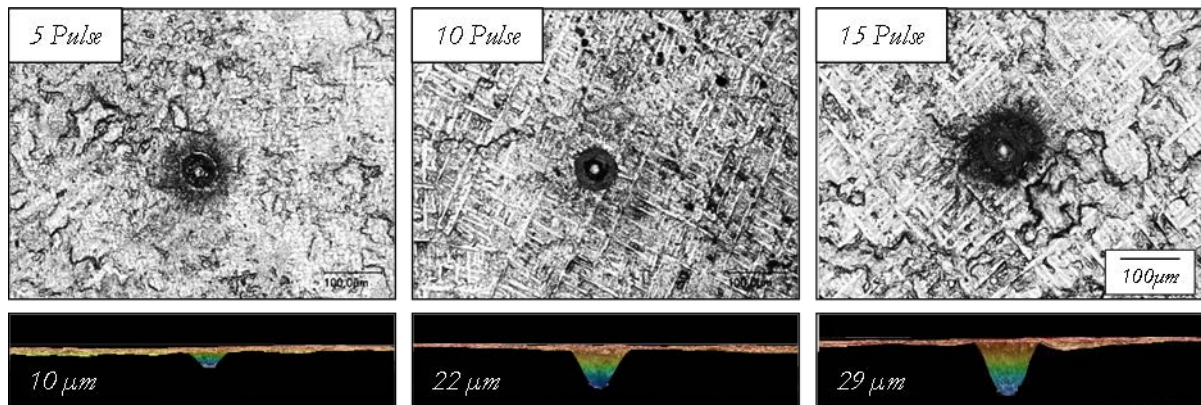


Abbildung 154: Lichtmikroskopische Aufnahme der Topographie von punktuellen Laserentfernungen auf einer AS150 Oberfläche mit 5, 10 und 15 Laserpulsen pro Punkt.

Die Versuche der Induktionserwärmung zeigen keinen Einfluss bzw. Wechselwirkung der Punkte mit der Strömung der AlSi-Beschichtung. Auch bei einem Punktabstand von 1 mm und einer Pulsanzahl pro Entfernungspoint von 15 kommt es zu einer vollständigen „Umströmung“ der punktuellen Barrieren. Demnach kann ein „pinnender“ Effekt in dieser Untersuchung nicht bestätigt werden. Aufbauend darauf kann geschlussfolgert werden, dass für eine potentielle Wechselwirkung eine sehr hohe Anzahl an Laserpunkten erforderlich ist, da selbst 2900 Punkte auf einer Fläche von 45x50 mm keinen Effekt zeigen. Es bleibt fraglich ob dies unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten zielführend ist.

Die Ergebnisse der Barrierenerzeugung mittels Lasers zusammenfassend kann festgestellt werden, dass eine Applikation von Flussbarrieren möglich ist und sich insbesondere die partielle Schichtentfernung als zielführend herausgestellt hat da hiermit hohe Vorschubgeschwindigkeiten realisierbar sind. Nachteile des Prozesses liegen in einer Streuung des Absorptionsgrades der Beschichtung über verschiedene Materialchargen sowie dem Bedarf nach einer beidseitigen Laserwärmebehandlung. Des Weiteren müssten in Abhängigkeit der Laserklasse bestimmte Sicherheitsvorkehrungen getroffen werden.

5.1.4 Einbringung der Barrieren mittels Induktion

Ein großer Nachteil der Einbringung der Flussbarrieren mittels Laser liegt, wie im vorherigen Kapitel gezeigt, in dem – über die Oberfläche – variierenden Absorptionsvermögen der Beschichtung sowie des Stahlsubstrats. Hierdurch koppelt der Laserstrahl im Verlauf der Linie unterschiedlich stark in die Werkstoffe ein und je nach Reflektionsgrad wird ein variierender Strahlungsanteil reflektiert. Auch kann durch Chargenschwankungen und darauf basierenden Dickenunterschieden der Aluminium-Silizium-Beschichtung ein Einkoppeln des Lasers in das Grundsubstrat gepaart mit einem starken Anstieg des Absorptionsvermögens nicht prozesssicher verhindert werden. Beides führt in der Konsequenz zu partiellen Einbränden bis in das Substrat, die als Kerbe wirken könnten und damit die mechanischen Bauteil/Material-Eigenschaften beeinträchtigen. Das enge Prozessfenster kann am Beispiel von Abbildung

134 nachvollzogen werden, hierbei führt eine Leistungsänderung von ungefähr 11 % zu einer signifikant anderen Schmelzbadentwicklung.

Auch wenn im vorangegangenen Kapitel bereits einzelne Strategien vorgestellt wurden um die Absorptionsfähigkeit der Aluminiumphase zu erhöhen und die Laserleistung primär auf die Beschichtung zu fokussieren, wird - mit der Induktion - an dieser Stelle auf eine andere Art der Wärmequelle eingegangen, die die Anforderungen an eine schnelle, berührungslose, beidseitige und prozesssichere Erwärmung in Kombination mit einer schmalen Spurweite erfüllt. Insbesondere vor dem Hintergrund der bereits in dieser Arbeit behandelten induktiven Schnellerwärmung und der Verfügbarkeit von entsprechender Erwärmungstechnik im Versuchs- und Labormaßstab, werden zwei schmale Längsfeldinduktoren mit einem hohen Grad an Feldkonzentration simuliert, entworfen sowie auf Basis dessen angefertigt.

Die Simulation ergibt zwei mögliche Induktorbauweisen für die Erwärmung eines schmalen Streifens. Ein mit Ferritkernen bestückter Linieninduktor, der im Außenfeld arbeitet sowie ein Ringinduktor, der einem Längsfeldinduktor mit einer einzigen Windung entspricht. Die beiden Induktoren sind in Abbildung 155 als Simulationsmodell dargestellt. Eine erste Simulation mit COMSOL (Version V5.2a) hat ergeben, dass die Hauptleiterneigung um 45° im Fall des Linieninduktors zu einer effektiveren Erwärmung führt. Die Ringinduktoranordnung (Abbildung 155 rechts) ist hingegen nicht sensitiv auf eine Leiterneigung, weshalb eine parallele Anordnung gewählt wird. Die Simulation sowie Auslegung der Induktoren wird in Zusammenarbeit mit Fa. Trumpf Hüttinger realisiert. Der Koppelabstand beim Linieninduktor liegt bei etwa 3 mm, die Innenweite des Ringinduktors wird mit 12 mm angenommen um eine berührungslosen und prozesssicheren Transport des Bleches durch den Induktor zu gewährleisten.

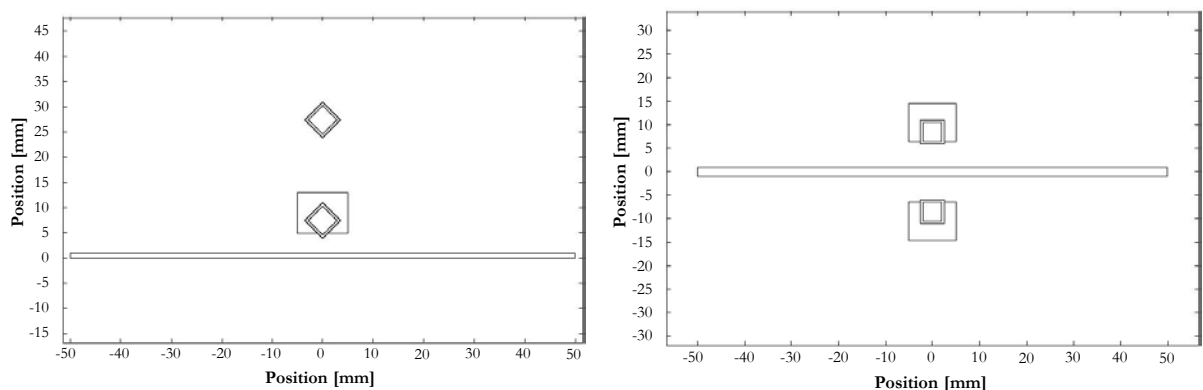


Abbildung 155: Modell für die Erwärmungssimulation eines Linieninduktors (links) sowie eines Ringinduktors (rechts) mit Darstellung der Induktorwindungen und des Werkstücks.

Die induktive Erwärmungssimulation wird mit beiden Induktorgeometrien für Blechdicken von 1 und 2 mm durchgeführt. Zur Simulation werden mit 35 A Stromstärke und einer Schwingkreisfrequenz von 470 kHz die Generatorhöchstwerte gewählt um das Potential abschätzen zu können. Des Weiteren wird eine elektrische Leitfähigkeit des Induktors von $58 \cdot 10^6 \frac{S}{m}$ sowie des Bleches von $4 \cdot 10^6 \frac{S}{m}$ angenommen.

Die Wärmeleitfähigkeit wird im Mittel zu $44.5 \frac{W}{m \cdot K}$ sowie die spezifische Wärme zu $475 \frac{J}{kg \cdot K}$ festgelegt. Als konservativer Richtwert für eine induktive Erwärmung bis zur Curie-Temperatur wird die relative magnetische Permeabilität auf 90 gesetzt. Hiermit sind im Vorfeld erwärmungs- und applikationsrelevante Größen wie die Breite der Erwärmungszone oder die Heizrate ermittelbar. Das Ergebnis ist für beide Induktoren sowie Blechdicken im Folgenden grafisch dargestellt. Hierbei wird jeweils die Temperatur an der Blechoberseite ausgewertet, da hier die – für einen Umschmelzvorgang der AlSi-Beschichtung – relevanten Prozesse stattfinden.

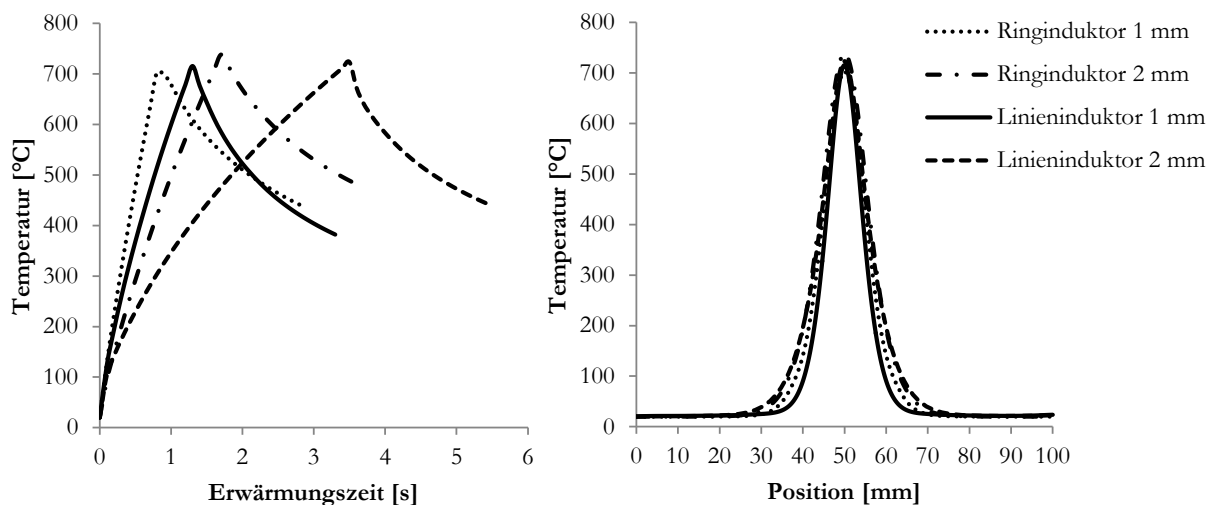


Abbildung 156: Simulierte Erwärmungskurve des Ring- sowie Linieninduktors für eine Blechstärke von 1 und 2 mm (links) sowie räumliche Ausdehnung der Wärmeeinflusszone für beide Induktortypen und Blechdicken (rechts).

Es zeigt sich (Abbildung 156 rechts), dass die Breite der Erwärmungszone mit circa 20 mm nur in geringem Maße von der Geometrie des Leiterprofils beeinflusst wird. Die entscheidenden Faktoren für die Ausdehnung stellen die Wärmeleitfähigkeit des Werkstücks und die Erwärmungszeit dar. Eine geringere Leitfähigkeit hätte eine stärker lokalisierte Wärmeeinflusszone zur Folge. Des Weiteren kann aus den Ergebnissen geschlossen werden, dass mit einem Ringinduktor eine schnellere Erwärmung - im Vergleich zum Linieninduktor - realisierbar ist. Die Ausbildung des Temperaturprofils ist in beiden Fällen vergleichbar. Die benötigte Erwärmungszeit um auf der Blechoberseite eine Temperatur von 700 °C liegt im Fall des Linieninduktors bei 1.3 Sekunden (1 mm Blechstärke) bzw. 3.5 Sekunden (2 mm Blechstärke) sowie im Fall des Ringinduktors bei 0.8 (1 mm) und 1.7 Sekunden (2 mm). Hierbei wird insbesondere der Effekt der unterschiedlichen Induktorgeometrie deutlich. Bei steigender Blechdicke ist der im Innenfeld agierende Ringinduktor mit umschließender Windungsanordnung effizienter und zeigt weitaus höhere Erwärmungsgeschwindigkeiten, wohingegen im Außenfeld des Linieninduktor fast die dreifache Zeit benötigt wird um das „dicke“ Blech auf 700 °C zu erwärmen. Der Effekt der sinkenden Effizienz des Linieninduktors mit steigender Blechstärke ist in Abbildung 157 verdeutlicht. Im Fall der dünnen

Blechstärke kann von einer nahezu homogenen Erwärmung über die Blechdicke gesprochen werden, wohingegen bei einer Blechstärke von 2 mm ein deutlicher Effekt der einseitigen linienförmigen Erwärmung sichtbar wird. Ein Grund dafür liegt auch in der hohen Schwingkreisfrequenz der induktiven Erwärmung und der daraus resultierenden geringen Eindringtiefe in das Material. An der Gegenüberstellung und dem Vergleich der Endtemperaturen (1.2 Sekunden und 3.5 Sekunden) beider Blechdicken wird zusätzlich der Effekt der Ausbreitung der Erwärmungszone deutlich. Beide Bilder weisen ein deutlich vergleichbares Temperaturprofil auf, dies ist in Übereinstimmung mit dem ermittelten Plot der Erwärmungszonenbreite (Abbildung 156 rechts).

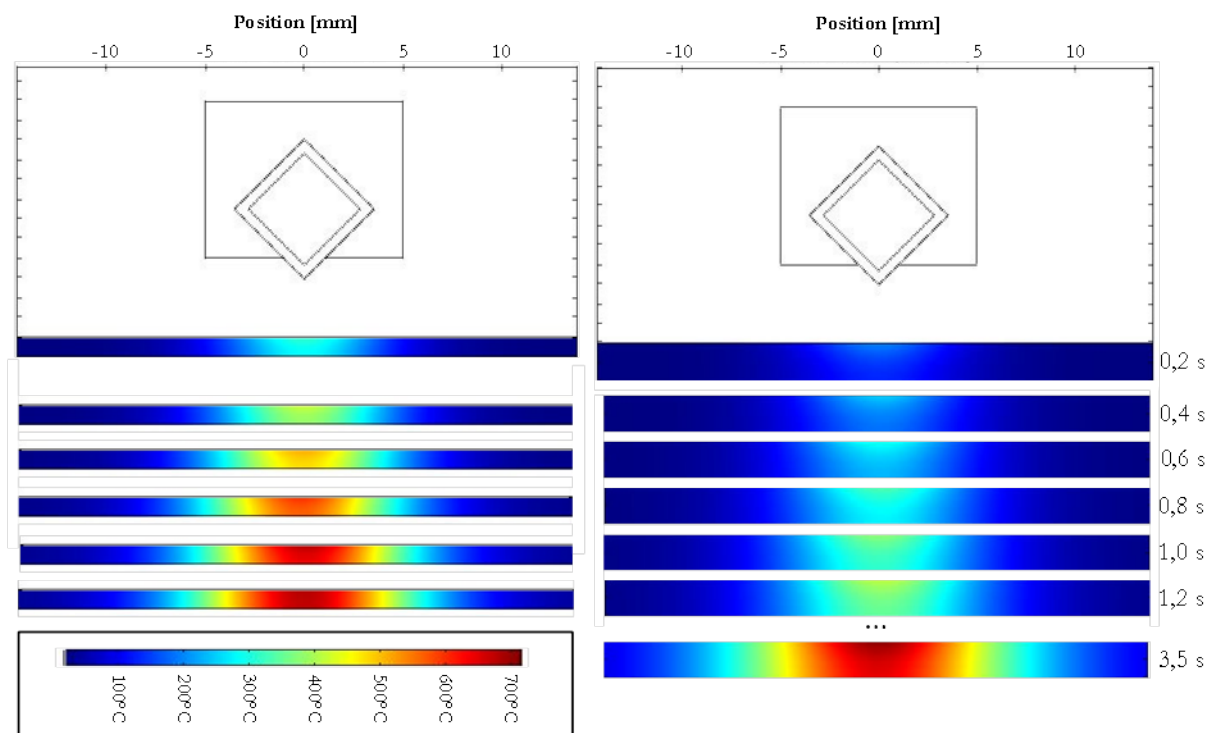


Abbildung 157: Temperatursausbreitung bei Einsatz des Linieninduktors für eine Blechstärke von 1 mm (links) im Vergleich zu 2 mm (rechts).

Simulierte Erwärmungsbilder des Ringinduktors (Abbildung 158) analog zu Abbildung 157 zeigen ein vergleichbares Erwärmungsverhalten. Die Homogenität im Fall der dünnen Blechdicke ist vergleichbar mit der Erwärmung mittels Linieninduktor, wohingegen im Fall der dickeren Blechdicke von 2 mm klare Vorteile der beidseitigen Feldeindringung ersichtlich sind. Nichtsdestotrotz zeigen alle Erwärmungsbilder, bei denen zentral die Maximaltemperatur im Bereich von 700 °C erreicht ist ein kongruentes Temperaturprofil, das primär auf den expliziten Werkstoffeigenschaften des erwärmten Blechmaterials beruht.

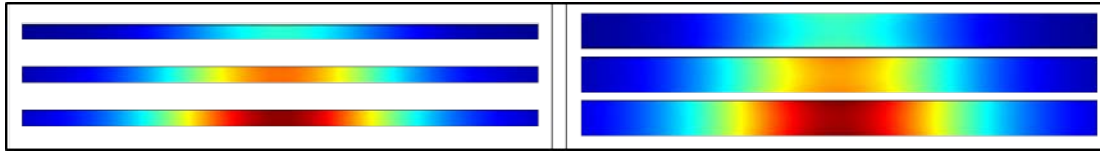


Abbildung 158: Temperaturausbreitung bei Einsatz eines Ringinduktors für eine Blechstärke von 1 mm (links) im Vergleich zu 2 mm (rechts).

Durch eine Verringerung des Luftspaltes bzw. Koppelabstandes oder eine Erhöhung der Stromstärke ließe sich die Erwärmungsgeschwindigkeit für eine reale Applikation weiter steigern.

In Abbildung 159 sind die Konstruktionszeichnungen der Induktoranordnungen als Basis für die Herstellung dargestellt. Hierbei wird versucht die Ab- sowie Zuleitungslänge zu reduzieren, da dies die Induktivität der Spule erhöhen und den Wirkungsgrad verringern würde. Die Induktoren werden wassergekühlt um geringe Koppelabstände gewährleisten zu können.

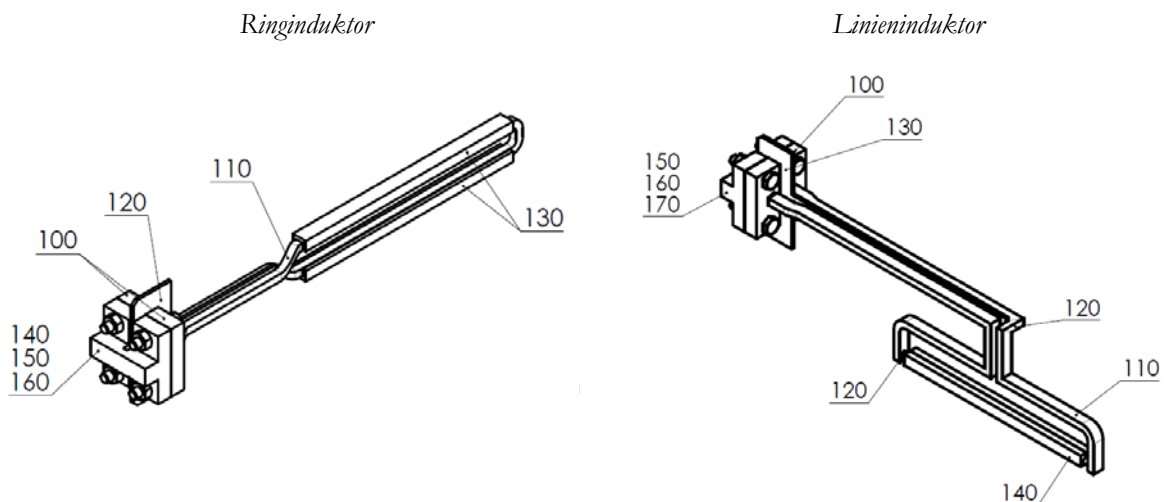


Abbildung 159: Konstruktionsdarstellung des Ringinduktors (links) und des Linieninduktors mit feldverstärkenden Ferritkern - 140 (rechts)

Zur Validierung der mittels COMSOL simulierten Erwärmungsergebnisse werden zunächst Induktionsversuche an unbeschichtetem und 2 mm starken Warmumformblechen durchgeführt. Hierbei werden bewusst die gleichen Erwärmungsparameter wie bei der Simulation gewählt. Die Inputparameter sowie Messdaten sind in Tabelle 11 dargestellt:

Tabelle 11: Inputparameter für die Erwärmungssimulation von Linien und Ringinduktor.

Induktor	Blechstärke	Kapazität	Spannung	Stromstärke	Leistung	Frequenz
Linie	2 mm	4x330 nF	380 V	35,0 A	9,00 kW	462 kHz
Ring	2 mm	4x330 nF	345 V	35,0 A	10,50 kW	505 kHz

Der Linieninduktor benötigte ungefähr 2.5 Sekunden um eine Temperatur von 730°C zu erreichen, der Ringinduktor erreichte dieselbe Temperatur nach 1.5 Sekunden. Die Ergebnisse sind in guter Übereinstimmung mit der Simulation.

Erwärmungsversuchsdurchführung

Zur Evaluation der Durchführbarkeit eines partiellen induktiven und linienförmigen Erwärmens zur Unterbindung einer großflächigen Flüssigphasenpropagation werden Erwärmungsversuche im Labormaßstab an AS150 beschichteten Probeblechen durchgeführt. Hierbei wird die lineare Verschiebungseinheit des Versuchsaufbaus so programmiert, dass sich das Probeblech in vorher definierten Abständen bzw. Haltepunkten sowie Zeiten durch den Induktor bewegt. Der Induktor bzw. der Stromfluss wird lediglich an den Haltepunkten zugeschaltet um zunächst keine Relativbewegung in Kombination mit der lokalisierten Erwärmung zu erhalten. Die Blechdicke wird mit 1.85 mm bewusst hoch gewählt um die Umsetzbarkeit einer impulsförmigen Erwärmung besser evaluieren zu können. Direkt im Anschluss wird mit einer konstanten Durchlaufgeschwindigkeit in entgegengesetzter Richtung durch den Induktor gefahren um den realen angegliederten Erwärmungsverlauf der zweiten Induktionsspule zu simulieren. Beide Erwärmungsstufen sind exemplarisch in Abbildung 160 gezeigt. Die Erwärmungsparameter sind in Tabelle 12 dargestellt.

Tabelle 12: Versuchparameter für eine zweistufige induktive Erwärmung mit vorhergehender Applikation von Induktionsflussbarrieren.

Linienabstand	VVorerwärmung	max. Temperatur	Erwärmungszeit	VEnderwärmung
20 mm	100 mm/s	730°C	1.5 s	20 mm/s

Ersichtlich ist, dass die Beschichtung linienförmig aufschmilzt und das Schmelzprofil und die Erwärmungscharakteristik kongruent mit der Erwärmungssimulation ist. Die Schmelzzonenbreite ist primär abhängig von der Haltezeit sowie der Erwärmungsrate. Eine Reduktion der Erwärmungszeit würde einer partiellen Verringerung der Schichtdicke in den erwärmten Bereichen entgegenwirken. Nichtsdestotrotz ist erkenntlich, dass die vorher eingebrachten Barrieren einer globalen wellenförmigen Verschiebung der AlSi-Phase effektiv entgegenwirken. Auch entstehen keine deutlichen Wülste zwischen den Vorerwärmungszonen sondern ein einglättender Effekt der wellenförmigen Bewegung ist zu beobachten. Am Rand der Erwärmungszone (maximaler Verfahrensweg der Erwärmungsvorrichtung) bildet sich im Gegensatz zur konventionellen Induktionserwärmung - ohne partielle Vordiffusion - keine Verschiebungswulst aus. Wie bereits bei der konventionellen Induktionserwärmung gesehen tritt auch bei der Erwärmung im Ringinduktor eine partielle Anhäufung der Beschichtung in Randbereichen auf. Der Grund hierfür liegt in der inhomogenen Erwärmung und der abweichenden Randbedingung an der Schnittkante. Bezogen auf eine reale Formplatte nimmt die Relevanz der Randbereiche stark ab. Eine

entsprechende Orientierung der Barrierenlinie, sodass die Randbereiche im Abfallbereich des Bauteilbeschnitts platziert sind würde die Prozesssicherheit weiter erhöhen.

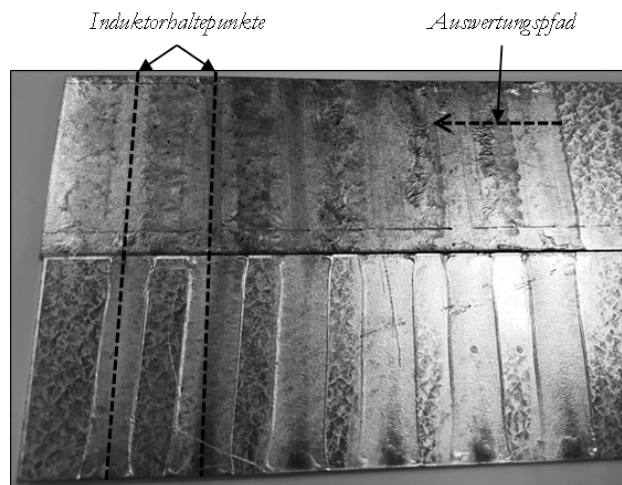


Abbildung 160: AS150-beschichtete Probebleche mit induktiv applizierten Aufschmelzlinien vor (unten) und nach (oben) nachgelagerter kontinuierlichen Induktionserwärmung.

Um den Effekt einer nachgelagerten Ofenerwärmung bzw. eines nachgelagerten Diffusionsprozesses zu evaluieren werden die induktiv erwärmten Blechstreifen in einen Kammerofen bei 930°C für 6 Minuten erwärmt. Abbildung 161 zeigt gestitchte Konfokalmikroskopie-Aufnahmen mit einer Erhöhung der optischen Darstellung um 10% in drei verschiedenen Prozessierungszuständen. Die Auswertung erfolgt an dem in Abbildung 160 eingezeichneten Pfad um alle relevanten Bereiche abzudecken. Zu den relevanten Bereichen zählen die Wärmeeinflusszonen aus der Barriereneinbringung als auch die potentielle Anhäufung zwischen den Erwärmungsbereichen und die „Welle“ am Beginn der Induktionszone. Ein Messbereich umfasst 0,69 mm², mit 50 Einzelaufnahmen in x-Richtung und jeweils 2 Bildern in y-Richtung ergibt sich in der Überlagerung ein Messbereich von 34,5 mm x 1,38 mm. Es werden jeweils drei parallele Messungen durchgeführt.

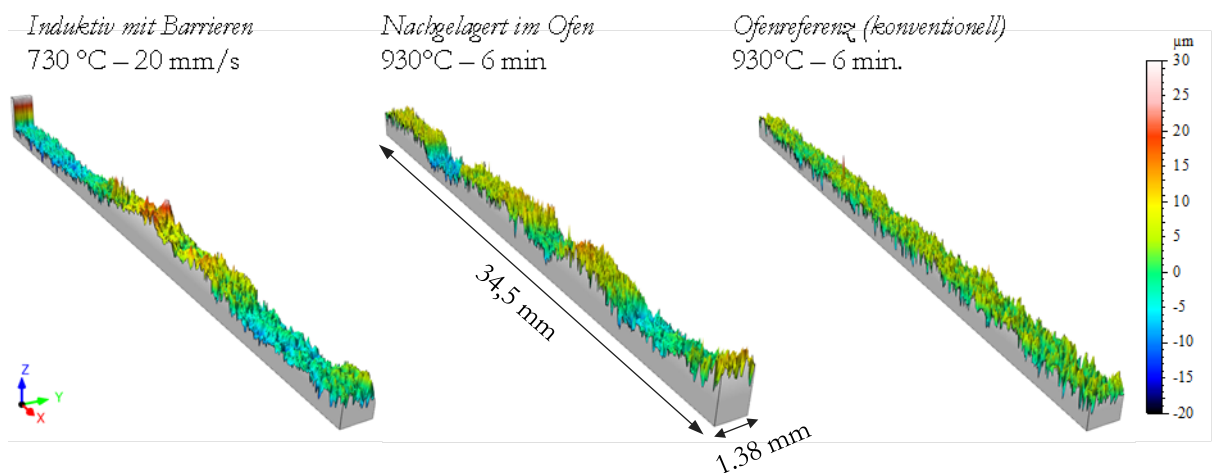


Abbildung 161: Konfokale Weißlichtmikroskopieaufnahmen nach induktiver Erwärmung (links) und zusätzlicher Ofenerwärmung (mitte) im Vergleich zur konventionellen Ofenerwärmung (rechts).

Mit Blick auf die erste Darstellung von links ist die anfängliche Anhäufung ($x=0$) als signifikanter Hochpunkt von $>30\text{ }\mu\text{m}$ zu erkennen. Des Weiteren sind die beiden – im Messbereich – vorhandenen Induktorbahnen durch ca. 8 mm Breite Minima zu erkennen. In der Mitte zwischen den beiden Minima kommt es, wie bereits während der Versuchsdurchführung erkenntlich, zu einer leichten Anhäufung im Bereich von 20 Mikrometern. Eine anschließende Wärmebehandlung im Ofen führt zu einer Oberflächentopographie, wie sie in der zweiten Darstellung von links gezeigt ist. Die nachgelagerte Ofenerwärmung bedingt ein erneutes Aufschmelzen der teils vordiffundierten Schicht ohne Präsenz potentieller Triebkräfte für Schichtverschiebung (z.B. Temperaturgradienten). Erwartungsgemäß kommt es zu einer deutlichen Einglättung der Oberfläche, was insbesondere am Abbau des zentralen Maximums erkennbar ist. Die Ausdehnung der Minima reduziert sich von 8 auf $5\text{ }\mu\text{m}$. In Abbildung 162 ist eine 2D-Aufsicht mit Grauwertkontrast sowie ein zugehöriger Höhenprofilschnitt dargestellt. Die Haltepositionen des Induktors, respektive Tiefpunkte sind deutlich am Grauwert zu erkennen, auch der Höhenprofilschnitt zeigt Senken an beiden Positionen.

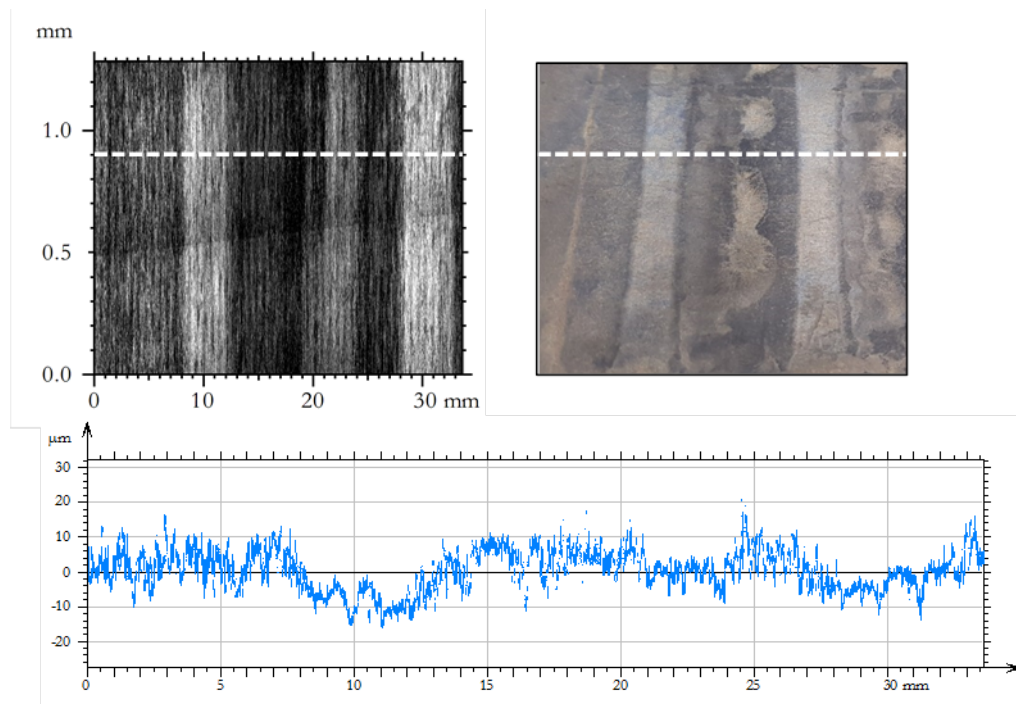


Abbildung 162: Auswertung eines Linienprofils über die Oberfläche die mit Induktionsbarrieren induktiv und thermisch im Ofen nachgelagerte Probe.

Auf der rechten Seite von Abbildung 161 ist ein Oberflächenscan der Probe dargestellt, die lediglich die Ofenerwärmung erfahren hat, da der Bereich außerhalb des Induktorfahrwegs liegt. Diese Oberfläche gilt als Referenz für eine nahezu strömungsfreie Schichtentwicklung im konventionellen Prozess. Bis auf die Bereiche der Minima ist die Schichtentwicklung vergleichbar. Um den Mechanismus der Barrierewirkung besser beurteilen zu können werden analog zu den experimentellen Untersuchungen in Kapitel 4 Hochgeschwindigkeitsaufnahmen mit 2000 Bildern pro Sekunde während einer induktiven

Durchlauferwärmung mit 68 A und 20 mm/s durchgeführt (vgl. Abbildung 163). Im ersten Bildausschnitt der dargestellten Sequenz bewegt sich die Wellenfront auf die im Vorfeld induktiv erwärmte und teilweise aufgeschmolzene „Induktionsbarriere“ zu. Beim Auftreffen auf die bereits einmalig aufgeschmolzene AlSi-Beschichtung interferieren die Anhäufungen miteinander, können nicht weiter propagieren und brechen in Folge dessen instabil zusammen. In Bildausschnitt 4 steht der Induktor bereits hinter dem Vorerwärmungsbereich und die ursprüngliche Triebkraft auf die Beschichtungsfront nimmt ab. Dies führt zu dem zu beobachtenden rücktreibenden Beschichtungsstrom. Im weiteren Verlauf wird die nächste Welle mitgenommen und transportiert, die wiederum an der kommenden Barriere arretiert wird.

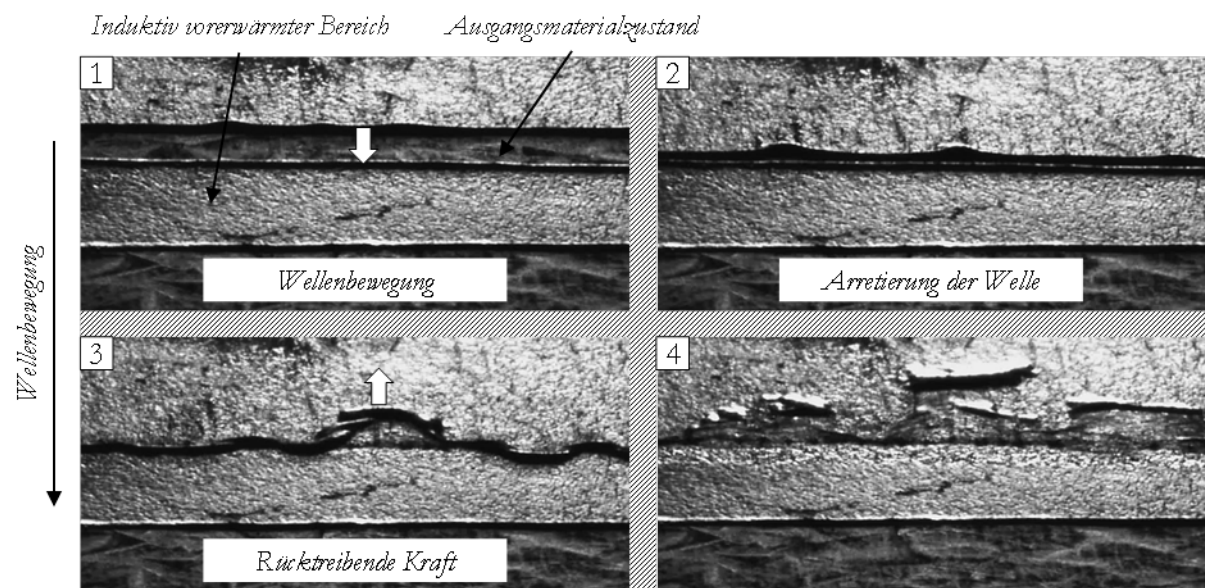


Abbildung 163: Sequenz aus einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme während der induktiven Erwärmung eines Probelbeches mit applizierten Induktionsbarrieren.

Als Fazit aus den Versuchen der Wechselwirkung von linienförmig applizierten Induktionsbarrieren mit der Flüssigphasenströmung bei induktiver Erwärmung kann eine Konzepttauglichkeit geschlussfolgert werden. Aufgrund der beidseitigen Erwärmung im Längsfeld weist der Prozess der induktiven Vorlegung signifikante Effizienzvorteile gegenüber der Laserumschmelzung auf. Es ist zu überprüfen inwiefern die Homogenitätseigenschaften der Platine einer zukünftigen Serienapplikation genügen.

5.2 Einsatz von Vermeidungsschichten

Die Simulation ergibt, dass die oberflächenspannungsgetriebenen Marangoni-Kräfte eine ausschlaggebende Kraftkomponente für die Beschichtungsverschiebung darstellen. Bei konstantem Materialsystem 22MnB5+AlSi ist es jedoch nicht ohne weiteres möglich die Oberflächenspannung bzw. den Gradienten der Oberflächenspannung zu beeinflussen. Eine theoretische Möglichkeit jedoch, die durch Oberflächenspannung hervorgerufenen Effekte zu vermeiden ist die Applikation einer zusätzlichen

dünnen Beschichtung, die den Phasenkontakt der flüssigen Al-Si-Beschichtung mit der Gasphase unterbindet. Aus der Literatur insbesondere zur Schweißtechnik ist bekannt, dass Oxid- [114] bzw. im allgemeinen Deckschichten [112] die Ausbildung von thermokapillar induzierten Strömungen verhindern bzw. behindern können. Für eine Zusatzbeschichtung werden folgende Bedingungen und Voraussetzungen skizziert und auf Basis dessen eine Auswahl festgelegt, die bereits in der frühen Phase ein Ausschlusskriterium darstellen würden:

1. Der Schmelzpunkt der Beschichtung muss oberhalb der Schnellerwärmungstemperatur und damit der Curie Temperatur des Grundmaterials liegen (für 22MnB5 ca. 730 °C).
2. Die Zusatzbeschichtung muss eine Zunderbeständigkeit aufweisen um die oberflächliche Zunderbildung zu vermeiden und auf eine anschließende Strahlbehandlung zu verzichten.
3. Der Zusammenhalt der Zusatzbeschichtung muss groß genug sein um die Kohärenz während der Flüssigphasenbildung der unterliegenden AlSi-Phase aufrecht zu erhalten. Eine starke Rissbildung der Beschichtung würde zur Bildung „freier Oberfläche“ und damit zu Marangonikräften führen.

Um die Zunderbeständigkeit verschiedener metallischer Überzüge abzutesten und zu untersuchen werden im ersten Schritt dünne metallische Überzüge auf unbeschichteten Mangan-Bor-Stahl (22MnB5 1.8 mm) mittels PVD-Auttragsverfahren in jeweils zwei unterschiedlichen Beschichtungsdicken aufgebracht. Hierzu zählen Titan, Wolfram, oder auch chromhaltiger Edelstahl. An diesem Punkt liegt der große Vorteil der physikalischen Gasphasenabscheidung, auf die im Stand der Technik bereits grundlegender eingegangen wurde. Mittels PVD können nahezu alle Materialien auf der Oberfläche des Stahls abgeschieden werden, die als metallisches Target zur Verfügung stehen. Des Weiteren liegt eine geringe thermische Belastung des Grundsubstrates vor, da eine targetleistungs- und substratspannungsabhängige Beschichtungstemperatur von 250 °C nicht überschritten wird. Die Beschichtungsparameter können Tabelle 13 entnommen werden.

Tabelle 13: Beschichtungsparameter für die PVD-Beschichtung von Warmumformmaterial.

Targetleistung	<8kW (materialabhängig)
Substratspannung (Ionenätzen)	-300 V
Substratspannung (Beschichten)	-50 bis -100 V
Spulenstrom	1 bis 4 A
Stromdichten	> 1 mA/cm ²
Sputtergas	Argon
Sputterdruck	0,3 Pa
Beschichtungstemperatur	< 250 °C
Beschichtungsrate	1-3 µm/h (linear zu Targetleistung)

In Abbildung 164 sind die Beschichtungsvarianten Titan (oben) sowie V2A-Edelstahl (CrNi 18-9) (unten) in einer rasterelektronenmikroskopischen Aufnahme eines Querschliffes zu erkennen. Im Fall der Titanbeschichtung liegt eine klare optische Trennung aufgrund unterschiedlicher Wechselwirkungscharakteristika zwischen Beschichtung und Stahlsubstrat vor. Im Fall der Stahlbeschichtung auf einem Stahlsubstrat ist die Grenzfläche nur schwer erkenntlich und ist daher in Abbildung 164 indiziert. Es ist eine schwache Neigung zum stängelförmigen Beschichtungswachstum in Form von senkrechten Kerben zu erkennen. Dies beruht darauf, dass die Proben in der Beschichtungskammer keine Drehung um ihre eigene Achse erfahren und der Orientierungswinkel zur Kathode festgelegt ist.

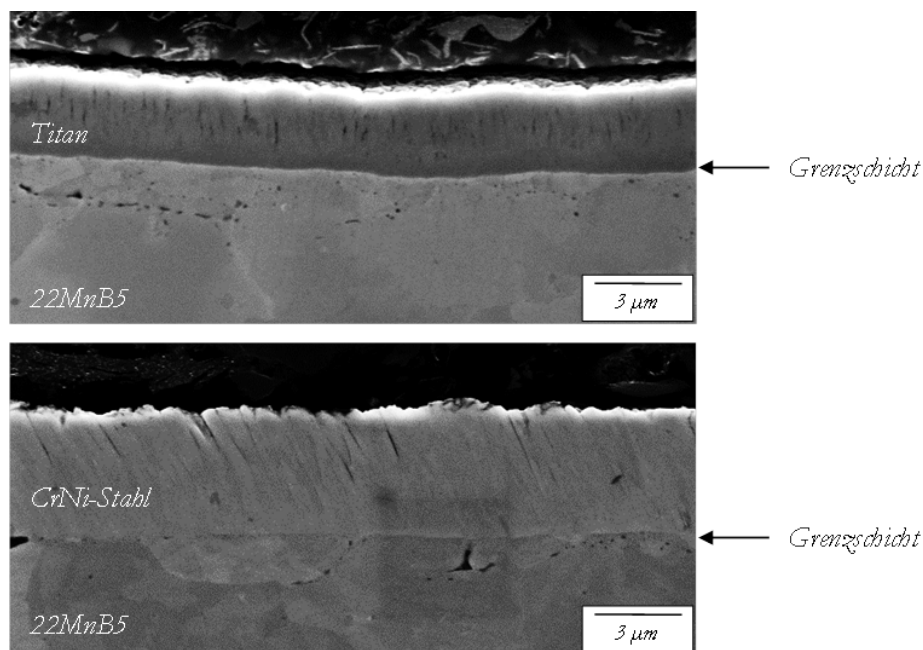


Abbildung 164: Rasterelektronenmikroskop Aufnahme 5000-fach, links PVD-Titanbeschichtung, rechts PVD-Edelstahlbeschichtung

Die Auftragsraten der unterschiedlichen metallischen Überzüge stehen in einer starken Abhängigkeit zur Anlagentechnik und der chemischen Zusammensetzung der abzuscheidenden Beschichtung. Daher muss vor jeder Beschichtungsdurchführung die Auftragsrate auf einem – auf der Metallprobe befestigten – Silizium-Kalibriertarget ermittelt werden. Abbildung 165 zeigt eine Prinzipskizze der Kammer mit einem Volumen von 1m³, 12 Subrotationen sowie einer vierfachen planaren Targetbestückung in Nahfeldanordnung. Um die Ionendichte und damit die Beschichtungsrate zu erhöhen sind die Targets mit Magneten ausgestattet und werden im Magnetronmodus betrieben.

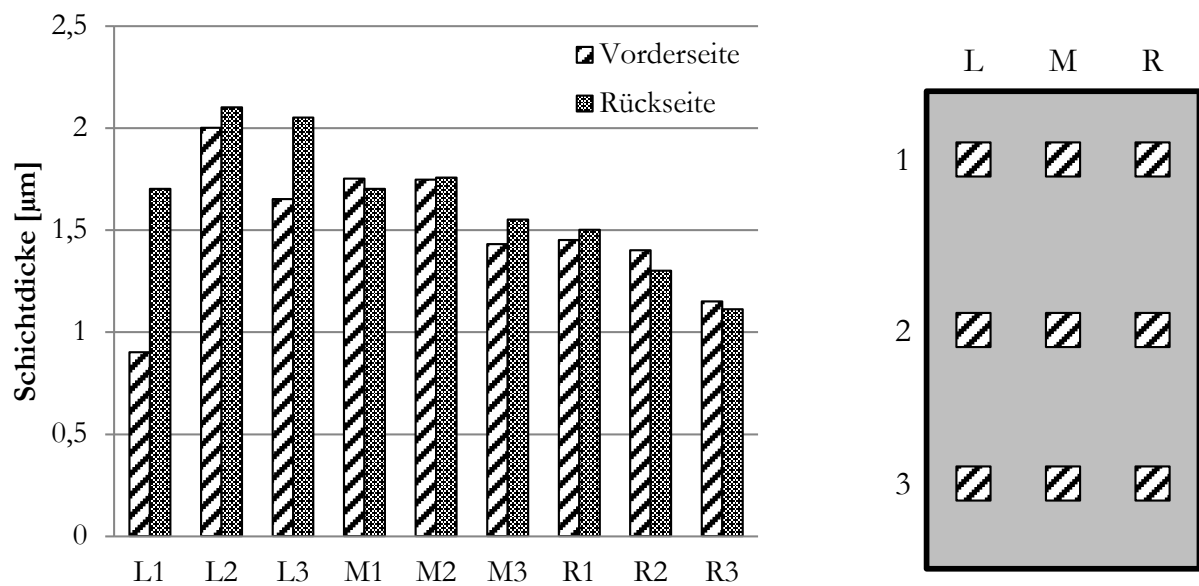


Abbildung 166: Messung der V2A-Schichtdicke und Beschichtungshomogenität auf einem Blech (500x180 mm) aus 22MnB5.

Auf Basis der Kriterien, die eine Beschichtung erfüllen muss um einen Zunderschutz bei 950 °C über einen Zeitraum von 4-10 Minuten zu gewährleisten werden die in Tabelle 14 aufgezeigten Überzüge abgeschieden.

Tabelle 14: Applizierte Beschichtungsvarianten auf 22MnB5

Cr	Al	Al-Ti	Cu	W	Ti	CrNi 18-9	Al-Ti (Multilayer)
1,8-2,5 µm	2,5-3,2 µm	2-3 µm	3-3,5 µm	2,2-3,5 µm	2,5-3,0 µm	2-3,5 µm	3-3,5 µm

Größere Bleche werden stehend mittels angefertigten Blechhalterungen in der Kammer fixiert. Über Rotationsplatten im Kammerboden kann eine Relativbewegung zu den jeweiligen Kathoden realisiert werden. Kleinere Blechstreifen werden an einer Stirnseite mit einer Bohrung versehen und hängend in der Kammer fixiert. Hierbei ist eine Verschraubung mit Mutter notwendig, da eine bloße Fixierung mittels Haken zu einer deutlichen Pendelbewegung der Proben führt, die auf elektrischen Feldwirkungen in der Kammer basiert.

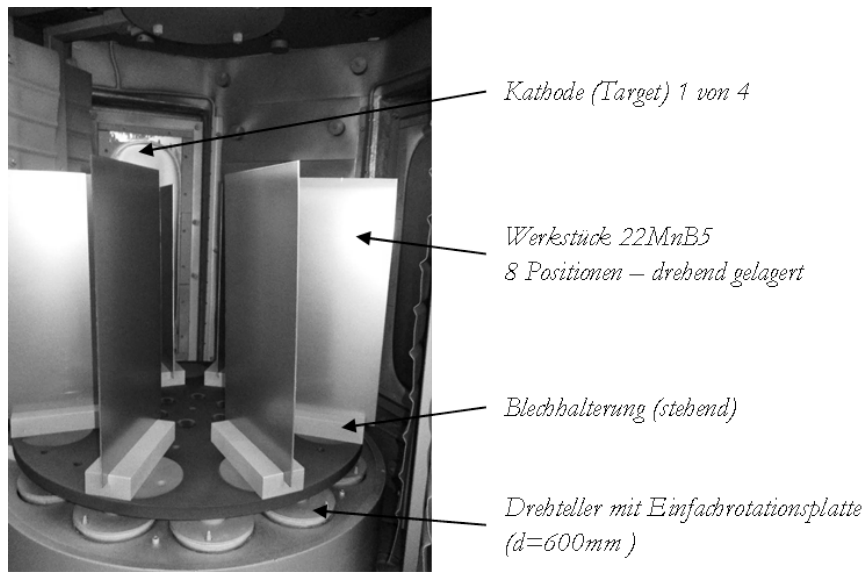


Abbildung 167: Aufnahme aus der PVD-Beschichtungskammer beladen mit 22MnB5 Probeblechen der Geometrie 500 x 180 mm

Um die Zunderbeständigkeit der Beschichtungen als erstes Ausschlusskriterium zu evaluieren werden jeweils drei beschichtete Streifen (250 x 50 x 1.8 mm) auf 930 °C in einem Kammerofen erwärmt und dort für 2 Minuten gehalten. Dies entspricht einer Ofenverweilzeit zwischen 4 und 4.5 Minuten. Anschließend werden die Probestreifen innerhalb von 5 Sekunden in ein Plattenwerkzeug transferiert und gehärtet. Hierbei zeigten insbesondere die mit Titan und Chrom beschichteten Proben starke Verzunderungserscheinungen nach Abschreckung (siehe Abbildung 168). Der Grund dafür ist in einer hohen Sauerstoffaffinität sowie Gradienten im thermischen Ausdehnungsverhalten zu finden.

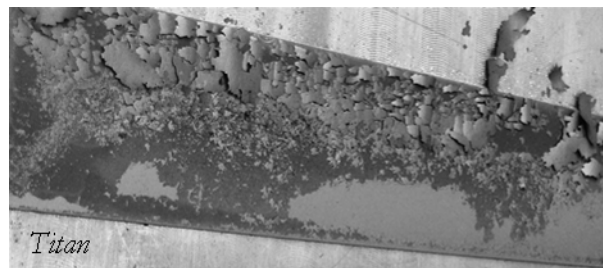


Abbildung 168: Zunderbildung auf einer mit Titan PVD-beschichteten Platine aus 22MnB5 (250x50 mm) nach Ofenerwärmung und Werkzeugabkühlung.

Die übrigen Beschichtungen weisen zumindest augenscheinlich keine signifikante Verzunderung auf. Im Querschliff durch die wärmebehandelten Probebleche ist eine hohe Sauerstoffaffinität bzw. Reaktivität bei den Beschichtungsvarianten Kupfer, TiAl und TiAl-Multilagen zu verzeichnen. Hiermit einher geht ein deutliches Schichtwachstum, wie es am Beispiel von Kupfer in Abbildung 169 gezeigt ist. Hierbei wächst die Beschichtungsdicke um den Faktor 2-3 an.

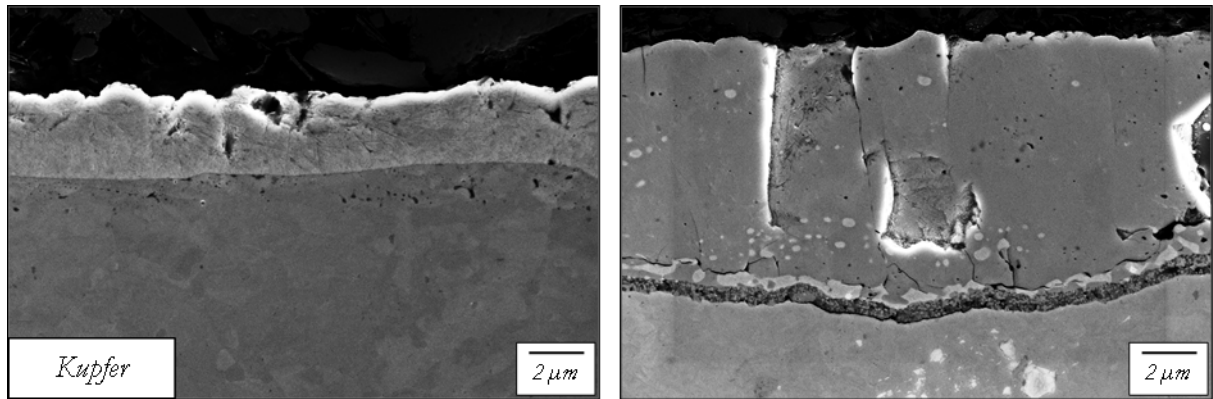


Abbildung 169: Beschichtungswachstum bei Ofenerwärmung einer Kupfer-beschichteten Warmumformplatte in einer Rasterelektronenmikroskopaufnahme eines Querschliffes, vor (links) und nach (rechts) einer Ofenerwärmung bei 930°C über 6 Minuten.

Die einzelnen Schichten der Multilagen AlTi-Beschichtung sind im Rasterelektronenmikroskop aufgrund der unterschiedlichen atomaren Massen gut voneinander differenzierbar. Hierbei stellt Titan die hellere und Aluminium die dunklere Phase dar. Die Wärmebehandlung sowie der Abschreckvorgang führt zu einem Ablösen der einzelnen Beschichtungslagen voneinander. Eine Ursache kann in der Diskrepanz des thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Aluminium $23.1 \times 10^{-6} \text{ 1/K}$ zu Titan $8.6 \times 10^{-6} \text{ 1/K}$ liegen.

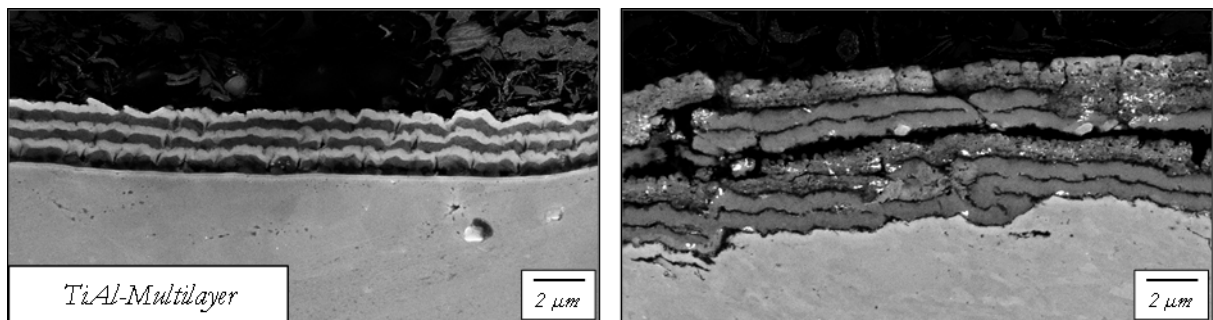


Abbildung 170: Rasterelektronenmikroskopieaufnahme von Querschliffen vor (links) und nach (rechts) einer Ofenwärmebehandlung von TiAl-Multilayer beschichtetem Warmumformblech 22MnB5.

Anhand eines EDX-Mappings senkrecht zur Stahl-Grenzfläche kann der Multilagen-Aufbau nachvollzogen werden. Hierbei zeigen sich die drei titan- sowie aluminiumreichen Phasen. Der Eisengehalt nach der PVD-Abscheidung ist aufgrund der geringen Prozesstemperaturen sehr niedrig bzw. nicht existent.

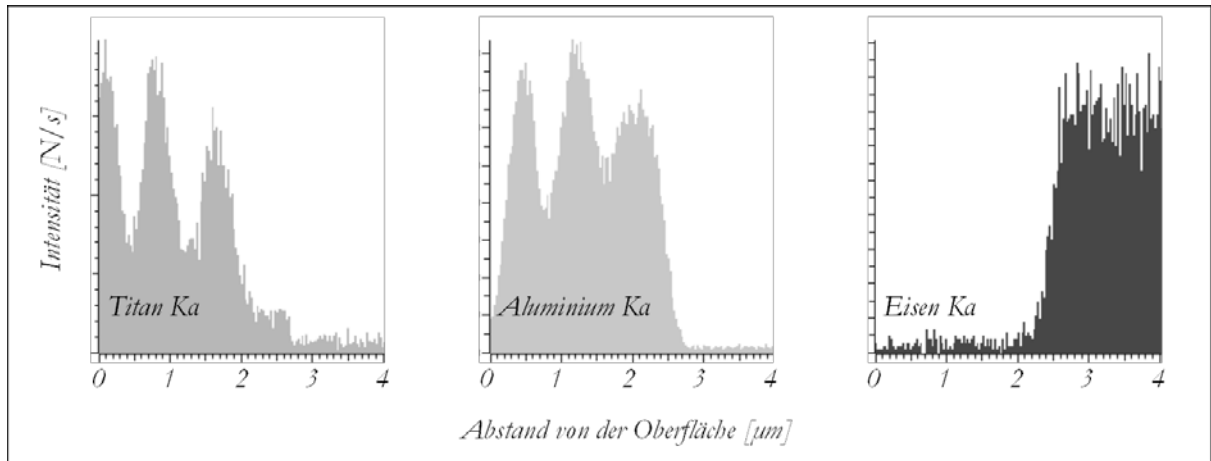


Abbildung 171: EDX-Mapping an einer Linie senkrecht zur Oberfläche der TiAl-Multilayer Beschichtung.

Die mit Cr-Ni-Stahl und Wolfram beschichteten Probebleche weisen nach Erwärmung und Abschreckung den konsistentesten Zustand auf. Hierbei kommt es weder zu einem starken Schichtwachstum, noch zu einem Abplatzen der Schicht oder zur Bildung von Fehlstellen bzw. Löchern in der Beschichtung. Vor der Wärmebehandlung ist insbesondere bei den mit Wolfram beschichteten Probeblechen im Querschliff eine deutliche Trennung der Beschichtung vom Grundsubstrat aufgrund der Masseunterschiede von Eisen und Wolfram ersichtlich. Nach der Wärmebehandlung ist eine klare Trennung nur schwer vorzunehmen, daher ist eine gemittelte Grenzfläche in der Grafik als gestrichelte Linie hinterlegt.

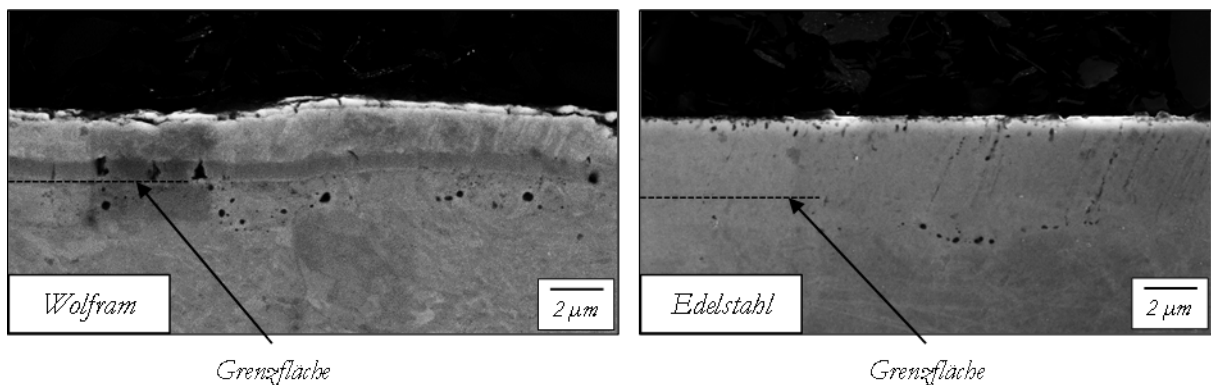


Abbildung 172: Rasterelektronenmikroskopieaufnahme im Querschliff durch eine Wolfram (links) und V2A-beschichtete (rechts) 22MnB5-Blechprobe nach Warmumformung.

Aus Gründen der Applikation und Anwendbarkeit sowie Homogenität in der Anbindung wird sich im weiteren Verlauf der Untersuchungen auf die Edelstahlbeschichtungsvariante fokussiert. Diese Variante stellt des Weiteren eine kostengünstigere Alternative dar und wäre konzeptionell auch in Form einer Mehrblechverbindung über Walzen vorstellbar.

Um das Umformverhalten einer Monolayerauflage aus CrNi 18-9 näher zu untersuchen werden prototypische Bauteile in Trapezform unter Serienbedingungen abgepresst. Die Rollenherdofentemperatur

liegt bei 930 °C und die Ofenhaltezeit wird mit 870 °C +75 Sekunden analog zur Serie gewählt. Weitere Prozessparameter der Abpressungen sind in Tabelle 15 angegeben.

Tabelle 15: Prozessparameter der Warmumformung von Hutprofilen.

Ofentemperatur	930°C
Ofenhaltezeit	T(870°C) + 75 Sekunden
Transferzeit	8 Sekunden
Pressengeschwindigkeit Eingang	200 mm/s
Pressengeschwindigkeit Ausgang	50 mm/s
Presskraft	10 MPa
Haltezeit im WKZ	15 Sekunden
Volumenstrom Kühlmedium	20 l/min

Es werden drei unterschiedliche Beschichtungsauflagen an CrNi 18-9 auf 22MnB5 Warmumformmaterial auf Blechen der Geometrie 400 x 200 x 1.8 mm abgeschieden und jeweils drei Bauteile warmumgeformt (vgl. Abbildung 173). Das Ergebnis aus den Voruntersuchungen bestätigend, kann keine Zunderbildung oder Abplatzung der Beschichtung beobachtet werden. In Abhängigkeit von der Schichtdicke zwischen 3 und 10 µm, bilden sich unterschiedliche Anlauffarben aus, die Rückschlüsse auf eine Oxidbildung zulassen. Die Haftung der Beschichtung ist selbst in Radienbereichen gegeben, in den Flanchbereichen tritt jedoch ein hohes Maß an Reibung auf. Es kommt zu lokalen Ziehriefen und Anhaftungen an der Matrize.

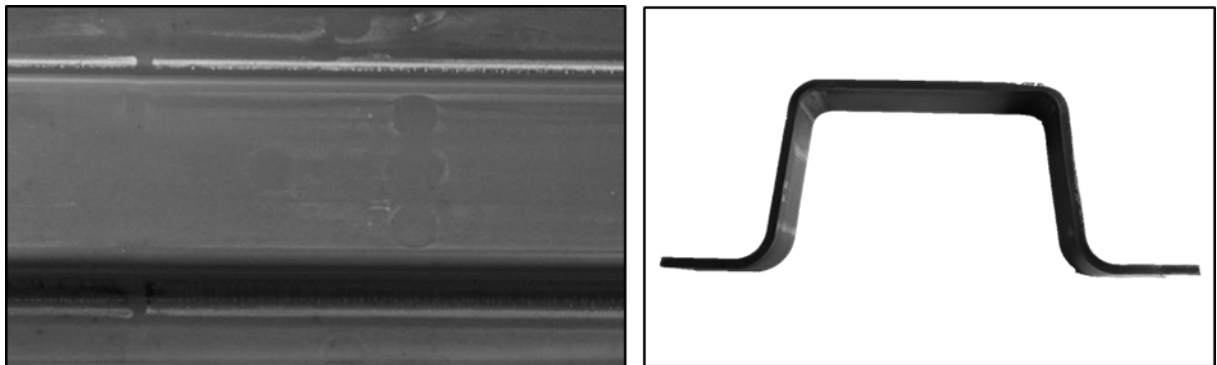


Abbildung 173: Aufsicht (links) sowie Frontalanansicht (rechts) eines warmumgeformtes und V2A-beschichtetes Hutprofil.

Aus diesem Grund werden Verschleißuntersuchungen an einem Reibwertprüfstand durchgeführt. Hierbei werden beschichtete Blechstreifen analog zur Serie im Durchlauf in einem Ofen erwärmt und über einen Ziehweg von 150 mm mit einer Flächenpressung von 20 MPa und einer Ziehgeschwindigkeit von 60 mm/s zwischen zwei Werkzeugelementen mit einer Fläche von 50 x 4 mm hindurchgezogen. Hierbei ist ein Reibkoeffizient von bis zu 1.5 festzustellen (vgl. Abbildung 174), was den starken Verschleiß begründet. Im Vergleich zur Referenz AlSi ist insbesondere bei der dünnen V2A-Beschichtung ein

signifikant höherer Reibungskoeffizient zu messen. Auch bei einer Beschichtungsdicke zwischen 8 und 10 μm ist bereits ein Reibwert von bis zu 1 zu verzeichnen. Hierbei bleibt die Frage offen, was der Grund für diesen Anstieg des Reibungskoeffizienten darstellt. Diese Untersuchungen stellen nicht den Inhalt der vorliegenden Arbeit dar. Vermutungen legen nahe, dass einerseits das austenitische Gefüge des Cr-Ni-Stahls den adhäsiven Anteil am Verschleiß erhöhen kann und andererseits eine starke Cr-Oxidbildung den abrasiven Anteil verstärkt (da die entsprechenden Oxide erst bei Temperaturen oberhalb der Austenitisierungstemperatur thermisch instabil werden). Selbst der Einsatz von nitrierten Werkzeugementen hat keine signifikante Veränderung des Reibverhaltens zur Folge.

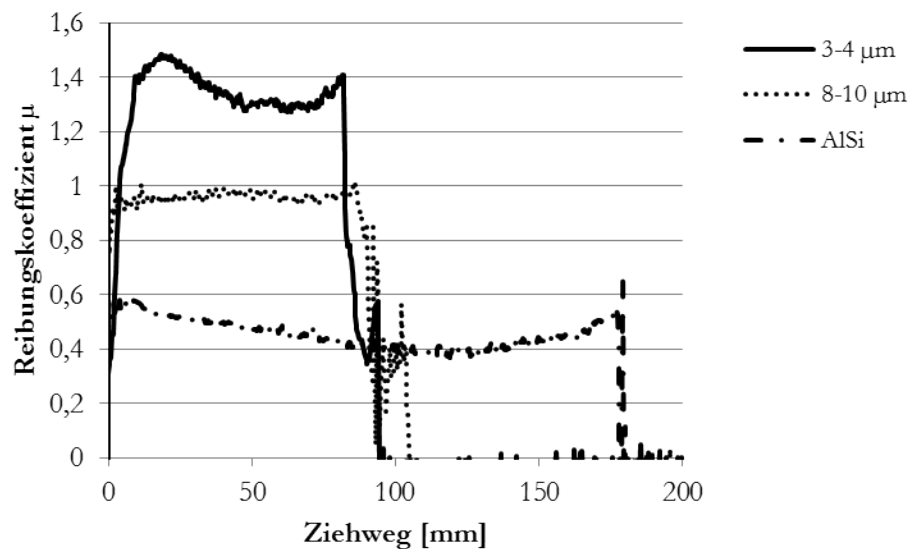


Abbildung 174: Reibungskoeffizient aus dem Warmzugversuch über den Ziehweg für 3-4 μm und 8-10 μm V2A-beschichteten 22MnB5 in Referenz zur AlSi.

Insbesondere in den Flankenbereichen der V2A-beschichteten Trapezprofile (vgl. Abbildung 175) zeigt sich eine starke Riefenbildung sowie Anhaftungen an den Werkzeugsegmenten. Im Flansch und Kopfbereich sowie an den Radien liegt ein unbeschädigter Beschichtungszustand vor.

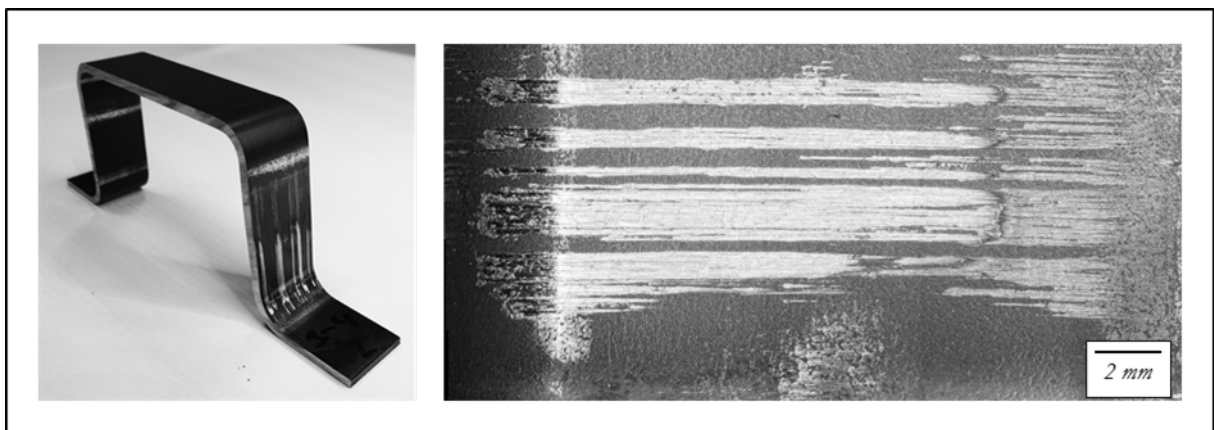


Abbildung 175: Riefenbildung an den Flankenbereichen eines Abschnitts aus einem 3-4 μm V2A-beschichteten Trapezprofil.

Induktive Erwärmung:

Wie erwartet kommt es bei der induktiven Erwärmung der Monolayer-Edelstahl-beschichteten Probebleche nicht zur Bildung einer Flüssigphase. Auch eine Zunderbildung bleibt während einer Temperaturhaltezeit an Luft über 10-15 Sekunden aus. Es werden statische wie auch bewegliche Längsfeldinduktionsversuche bis 1000°C über unterschiedliche Haltedauern durchgeführt. Hierfür wird die Vorschubgeschwindigkeit bei einer Stromstärke von 68 A analog zu den Untersuchungen in Kapitel 4 zwischen 5 und 40 mm/s variiert. Alle Untersuchungen zeigen das gleiche Ergebnis einer homogen erwärmten und zunder- sowie flüssigphasenfreien Blechoberfläche. Lediglich an den eigens angefertigten Einspannungen in der PVD-Vorrichtung, die verdeckt oder/und abgeschattet in der Prozesskammer lagen und daher nicht vollständig beschichtet sind, ist Zunderbildung zu beobachten

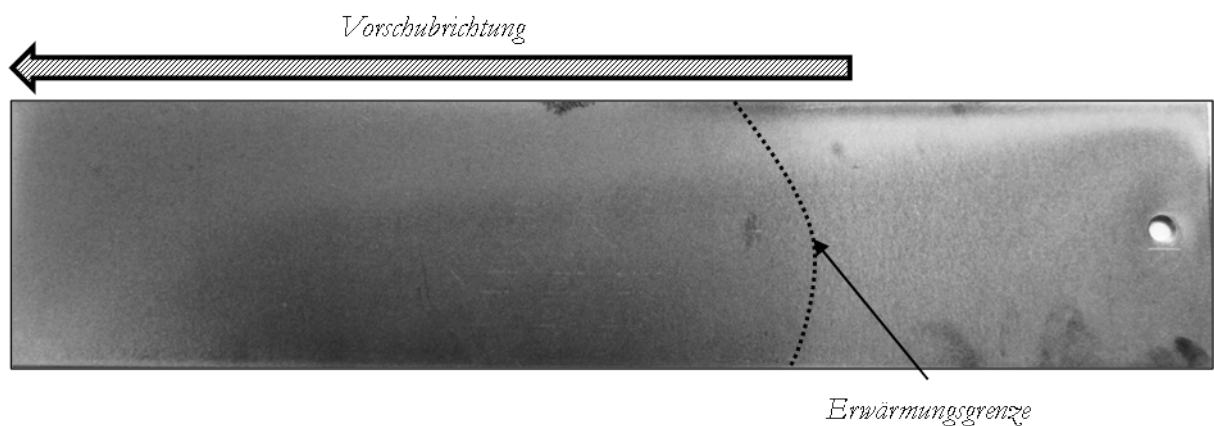


Abbildung 176: Induktiv mit einer Stromstärke von 68A und einer Vorschubgeschwindigkeit von 20 mm/s erwärmte 22MnB5-Stahlblechprobe mit 3-4 μm – V2A-Beschichtung.

Ein Unterschied in der Zunderbeständigkeit oder dem Erwärmungsverhalten zwischen den unterschiedlichen Auflagedicken ist nicht zu verzeichnen.

Erwärmung im Kammerofen:

Da die Diffusionsreaktion zwischen dem Stahlsubstrat bei der Warmumformung relevant ist werden die V2A-beschichteten Probebleche für Verweilzeiten zwischen 1 und 5 Minuten in einem Kammerofen bei 930°C wärmebehandelt und im Anschluss mit einer manuellen Transferzeit zwischen 3 und 4 Sekunden in einem Plattenwerkzeug abgeschreckt. Die chemische Zusammensetzung sowie Schichtentwicklung unter dem Rasterelektronenmikroskop und mittels GDOES-Tiefenprofilanalyse werden untersucht um einen Einblick in den Diffusionsverlauf und die ablaufenden Reaktionen basierend auf dem Temperatureinfluss zu gewinnen. Auffällig ist insbesondere die Farbgebung der beschichteten Proben im Anschluss an die Wärmebehandlung. Ein Vergleich der unterschiedlichen Beschichtungsdicken von 3-4 (I), 6-8 (II) und 8-10 (III) μm bei unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen zeigt eine klare Abhängigkeit der Farbgebung von der Ofenverweildauer und der Auflagedicke (vgl. Abbildung 177). Zwischen den Beschichtungsdicken kommt es (trotz gleicher Ofenverweilzeit) zu einer Variation in der Anlauffarbe.

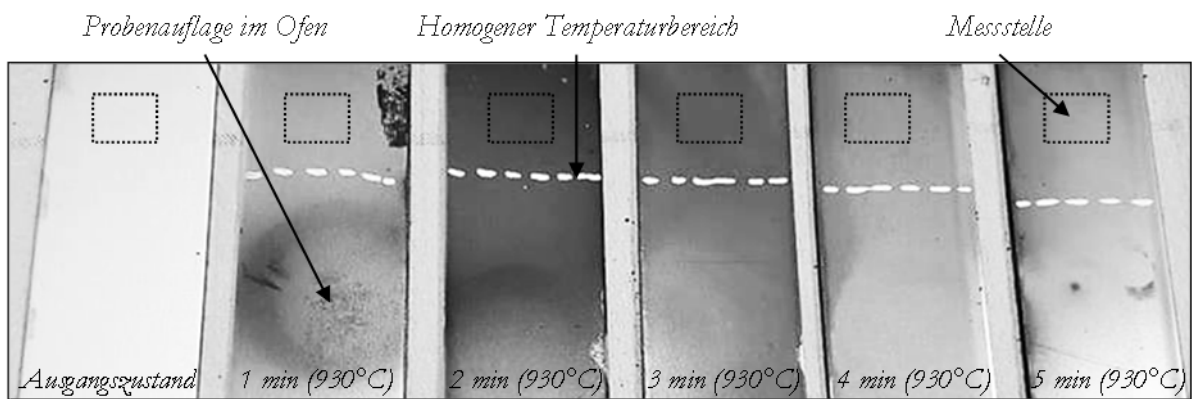


Abbildung 177: Mit 3-4 μm V2A-beschichtete Bleche mit Indizierung des Messbereichs nach variabler Ofenerwärmungszeit bei 930°C für die GDOES-Analyse.

Die GDOES-Tiefenprofilanalyse der mit 3-4 μm V2A-beschichteten Probe zeigt eine signifikante Aufkohlung der Beschichtung aus dem Substrat sowie die Bildung von Chromcarbiden an der Grenzfläche zwischen Schicht und Substrat. Der Kohlenstoffgehalt steigt bereits nach einer kurzen Glühzeit von 1 min an der Grenzfläche auf einen Wert von 1,2-1,3 % an. Im weiteren Verlauf der Erwärmung steigt der oberflächennahe Kohlenstoffgehalt bis zu 1,4 % an und geht dort in Sättigung. In tiefen Substratbereichen ist eine Abkohlung auf 0,1 % Kohlenstoff zu verzeichnen. Auch nach fünf Minuten im Ofen liegt die Diffusion von Chrom und Nickel in das Substrat auf einem niedrigen Niveau. Mit fortlaufender Ofenverweilzeit reichern sich an der Oberfläche zunehmend sauerstoffaffine Elemente wie Chrom-, Bor-, Mangan- und Titanoxide an. Das Plasma für die Glimmentladungsspektroskopie wird mit Reinargon und auf einen Sputterbereich von etwa 2,5 mm Durchmesser stabilisiert. Die durch Balligkeit und poröse Deckschichten verursachten Leckagen werden über das Setup aus Anode und Plasmabedingungen vom Plasma ferngehalten. Die bei der Methode gültigen Nachweißgrenzen für die relevanten Elemente sind Tabelle 16 zu entnehmen.

Tabelle 16: Nachweißgrenzen für relevante Elemente bei der GDOES-Messung von V2A-beschichteten Stahlplatten.

Element	Spektrallinie (Wellenlänge in nm)	Nachweißgrenze (in ppm)
Chrom (Cr)	425,433	1
Eisen (Fe)	238,204	8
Kohlenstoff (C)	156,144	0,2
Mangan (Mn)	403,449	3
Nickel (Ni)	341,477	7
Sauerstoff (O)	130,217	21
Silizium (Si)	288,158	2
Aluminium (Al)	309,267	--

Abbildung 178 zeigt einen Ausschnitt aus dem Tiefenprofil der GDOES-Messung des 3-4 μm beschichteten Ausgangszustandes sowie der über 5 Minuten ofenerwärmten Probe. Hierbei sind die Messdaten von Sauerstoff um einen Faktor von 100 und die Messdaten von Kohlenstoff um einen Faktor von 50 angehoben um die Kontributionen in der Darstellung berücksichtigen zu können. Ersichtlich wird insbesondere die Bildung der sauerstoffaffinen Elemente an der Oberfläche sowie die sukzessiv ablaufende Interdiffusion von Eisen in die Beschichtungsphase. Die Dicke der Edelstahlaufgabe beträgt im Ausgangszustand ungefähr 4 μm , wohingegen nach der Ofenbehandlung eine Schichtdicke von 2 μm erhalten bleibt, deren Eisenanteil weiterhin bei ungefähr 70 % bleibt. Der Chrom und Nickel Anteil in der CrNi 18-9 Phase ändern sich nicht signifikant. In einer Tiefe von 1-2 μm kommt es zu einer Anreicherung von Kohlenstoff auf bis zu 1.5 %, die in Richtung der Grenz- sowie der Oberfläche stark abnimmt.

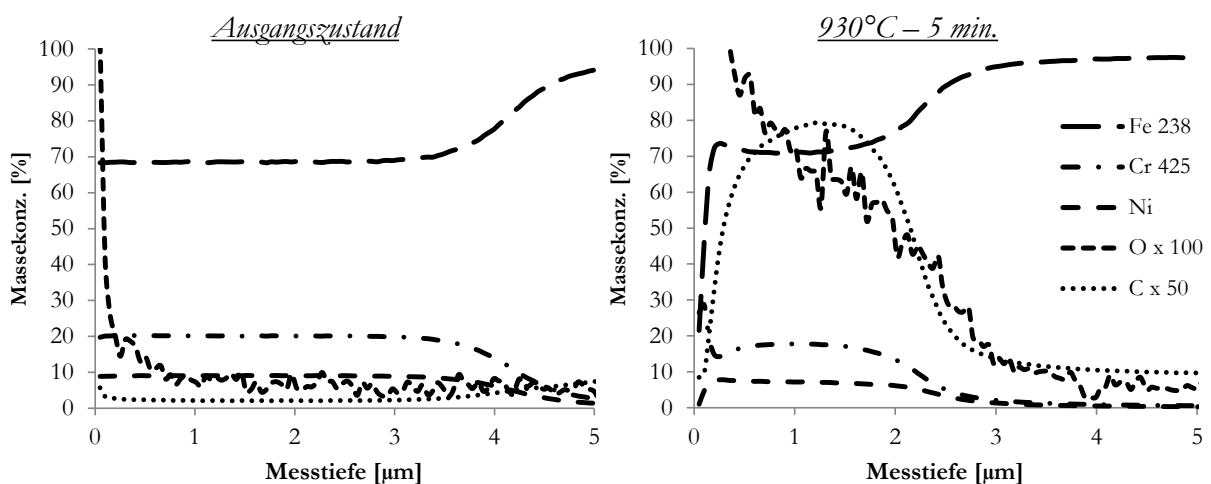


Abbildung 178: GDOES-Messung einer mit 2-3 μm CrNi 18-9 beschichteten Platine aus 22MnB5 vor (links) und nach (rechts) der Wärmebehandlung über 5 Minuten bei 930°C.

Auch nach einer Wärmebehandlung über 5 Minuten bei 930°C liegt der Chromgehalt an der Oberfläche weiterhin auf 18-20 %. Nach [156] führt dies zur Bildung einer dichten Chromoxidschicht, die einer Oxidation der Probenoberfläche effektiv entgegenwirkt und den Masseverlust ab einem Gehalt von ~12 % signifikant reduziert. Aufbauend auf diesen Untersuchungen kann für eine Monolayer-Auflage auf Warmumformstahl nach der Warmumformung ein ausreichender Korrosionsschutz für den automobilen Einsatz erwartet werden. Das Verhalten des Materials bzw. der Beschichtung im Hinblick auf die Schweißbarkeit, Lackierbarkeit oder den Werkzeugverschleiß sind zu prüfen.

5.2.1 Zusatzbeschichtungen auf Aluminium-Silizium

Wie bereits in der Einleitung erwähnt stellt die Applikation einer festen, zunderbeständigen Zusatzbeschichtung mit einem Schmelzpunkt oberhalb der Austenitisierungstemperatur des Grundmaterials eine Möglichkeit dar den Triebkräften der Beschichtungsverschiebung zu begegnen und den Einfluss der freien Oberfläche zu reduzieren. Das Screening metallischer Oberflächen (Kapitel 4.4.4.) zeigt das größte Potential für die Applikation einer chromhaltigen Edelstahlbeschichtung. Daher wird

diese im ersten Unterkapitel (4.4.4.1.1.) aufgegriffen und experimentell sowie konzeptionell untersucht. Eine weitere Alternative stellt die Applikation von Oxidschichten dar, die auf Basis der kovalenten Bindungsverhältnisse hohe Schmelztemperaturen aufweisen. Beispielsweise weisen Aluminiumoxid mit 2072 °C und Zinkoxid mit 1975 °C einen signifikant höheren Schmelzpunkt als die Aluminium-Silizium-Legierung (580 °C) auf und bleiben daher bei der Warmumformung im festen Aggregatzustand.

5.2.1.1 Edelstahl (PVD)

Die Beschichtungs- und Erwärmungsuntersuchungen zeigen, dass insbesondere die PVD-Abscheidung von chromhaltigen Edelstählen einen ausreichenden oberflächlichen Zunderschutz durch Bildung einer dichten Chromoxidschicht gewährleisten kann. Auch findet aufgrund des hohen Schmelzpunktes der Stahlbeschichtung kein Aufschmelzen der Zusatzschicht statt. Aus diesem Grund werden Aluminium-Silizium-beschichtete (AS150) Bleche mit einem dünnen Edelstahlüberzug (CrNi 18-9) versehen. Die Abscheidung wird sowohl auf rechteckigen Blechproben (250 x 50 mm) für die experimentelle induktive Erwärmung als auch auf größeren Blechen (400 x 200 mm) durchgeführt. Die größeren Rechteckbleche werden analog zu Kapitel 4.4.4. zu Trapezprofilen warmumgeformt um das Verhalten der Beschichtung bzw. Zusatzschicht im konventionellen Warmumformungsprozess zu überprüfen und insbesondere die Diffusionsprozesse zwischen der verflüssigten AlSi-Phase, dem Substrat und der dünnen oberflächlichen Edelstahl-Beschichtung zu untersuchen. Die Dicke der Zusatzbeschichtung stellt über die Limitierung der Auftragsrate im PVD Prozess einen entscheidenden Faktor für die Wirtschaftlichkeit des Verfahrens dar. Daher werden - mit 0,5-1 und 2,5-3 µm- zwei verschiedene Dicken der Zusatzbeschichtung abgeschieden um den Einfluss der Schichtdicke evaluieren zu können. Das Wachstum der V2A-Auflage auf der AlSi-Beschichtung weist eine stängelförmige Struktur auf. Anhand der EDX-Linienmessung kann die chemische Zusammensetzung in der Tiefe analysiert werden. Hierbei wird festgestellt, dass keine merkliche Diffusion bei 250 °C während des PVD-Prozesses zwischen der AlSi-Phase und der CrNi 18-9 Beschichtung stattfinden konnte. Anhand der Peaks von Chrom und Aluminium (vgl. Abbildung 179) kann der Beschichtungs Aufbau entsprechend nachvollzogen werden. In Richtung Substrat nimmt der Aluminiumanteil ab, da die Messung durch die intermetallische, eisenreiche Phase verläuft.

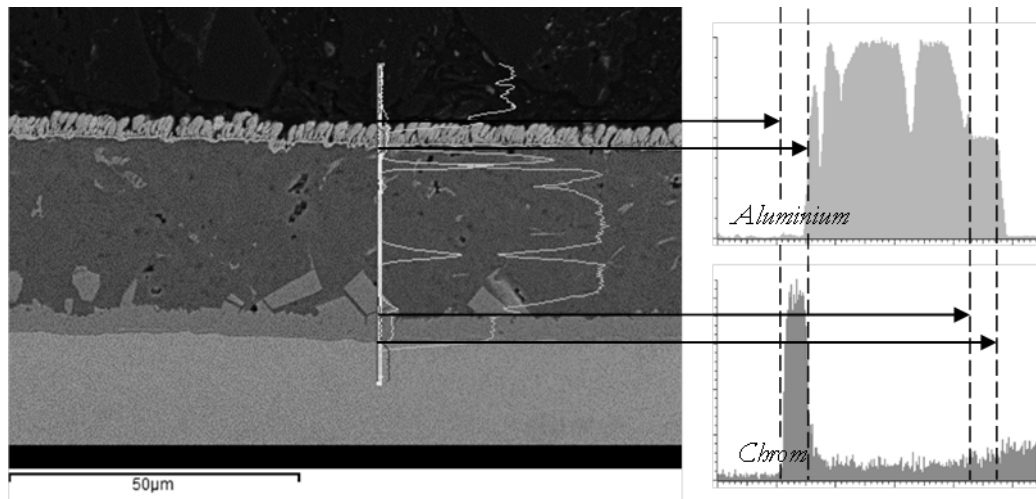


Abbildung 179: REM-Aufnahme im Querschliff durch ein mit 2,5 - 3 µm zusatzbeschichtetes Blech aus 22MnB5 mit einer AS150-Beschichtung im Aufgangszustand, mit EDX-Linienmessung der Elementanteile von Aluminium und Chrom.

Ofenerwärmung

Zur Bestimmung der Diffusionscharakteristik zwischen der verflüssigenden AlSi-Phase und der Edelstahlauflage werden Ofenerwärmungen der 0,5-1, sowie der 2,5-3 µm zusatzbeschichteten Proben durchgeführt. Hierbei ist keine signifikante Zunderbildung oder eine Rissbildung bzw. ein Bruch der Zusatzbeschichtung ersichtlich. Analog zu den GDOES-Messungen der V2A-Monolayerbeschichtung aus Kapitel 4.4.4. werden die ofenerwärmte Proben mittels Glimmentladungsspektroskopie untersucht um Erkenntnisse über die Diffusionsvorgänge zu gewinnen. Um die Beschichtung sowie die Interdiffusionszone vollständig zu erfassen wird ein Messbereich von 75 µm gewählt. Den Messungen zu Folge (vgl. Abbildung 180) handelt es sich bei dem Ausgangsmaterial, das über die ganze vorliegende Arbeit hinweg aus einem Coil entnommen wird um ein 22MnB5 Stahlsubstrat mit einer 20 µm dicken AlSi9-Schicht. Darüber hinaus ist bis zu einer Substrattiefe von 19 µm ein signifikanter Anteil an Aluminium messbar, der mit der Tiefe näherungsweise linear absinkt. In Abbildung 180 ist die dickere der beiden Zusatzbeschichtungen mit einer Dicke von 2,5-3 µm im Tiefenprofil dargestellt. Die Schwankung der Zusatzbeschichtungsstärke wird mittels einer dreifachen GDOES-Messung ermittelt. Bei den Messungen sind die Messwerte von Sauerstoff um einen Faktor von 10 und von Kohlenstoff um den Faktor 100 erhöht. Über die Ofenverweilzeit nimmt der Sauerstoffgehalt der Randschicht von 3 % (1 Minute) bis hin zu 5-7 % (5 Minuten) zu. Bei der Probe, die über eine Minute wärmebehandelt wird, sind Chrom sowie Nickel bis in eine Tiefe von 15 µm nachweisbar. Längere Ofenverweilzeiten führen zu einem „Verwischen“ der Phasenabgrenzungen. Nach 5 Minuten bildet sich bis in eine Tiefe von 40 Mikrometer eine Eisenaluminidschicht mit variierendem und in der Tiefe abnehmendem Aluminiumgehalt aus. Die mit 0,5-1 µm zusatzbeschichtete Variante zeigt ein identisches Diffusionsverhalten. Festzustellen ist insbesondere, dass aufgrund der AlSi-Flüssigphase während der Erwärmung signifikant höhere Diffusionsraten zu verzeichnen sind als im reinen Festkörpersystem der Monolayer-V2A-Beschichtung.

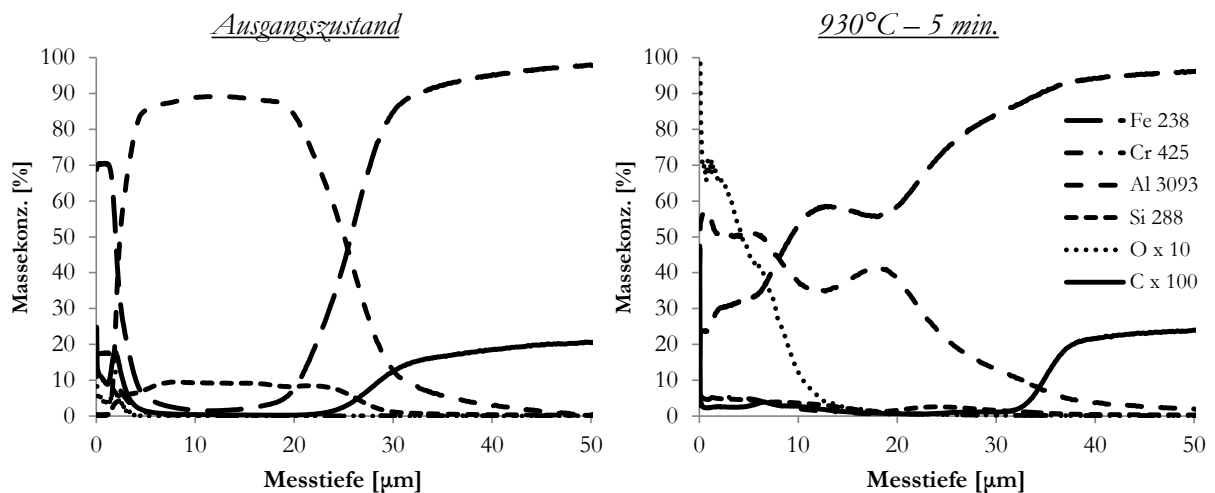
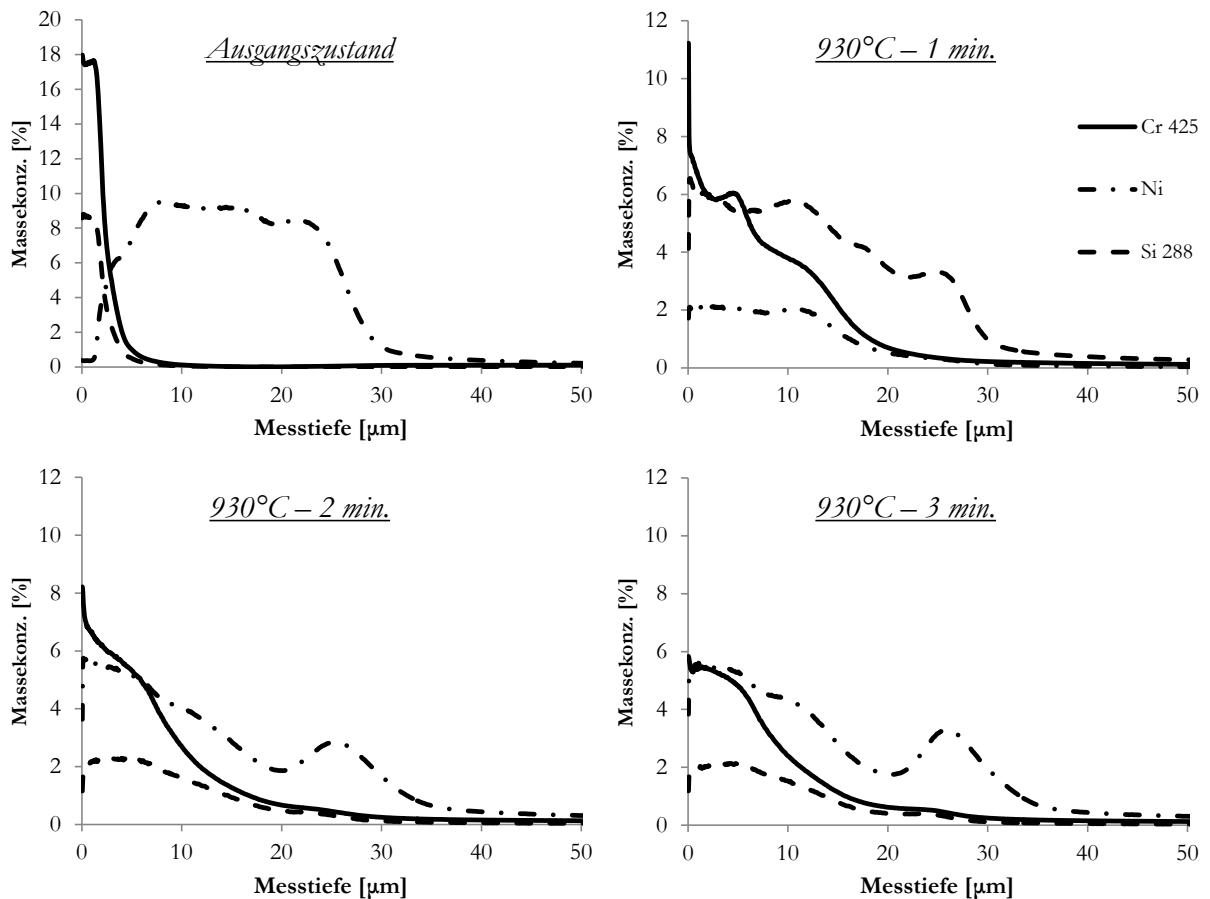


Abbildung 180: GDOES-Messung einer mit 2-3 µm CrNi 18-9 zusatzbeschichteten Platine aus 22MnB5 mit einer AlSi150-Beschichtung vor (links) und nach (rechts) der Wärmebehandlung über 5 Minuten bei 930°C.

In der Detailansicht der Interdiffusionscharakteristik von Chrom, Nickel und Silizium über die Ofenverweildauer kann die Vermischung der V2A-Zusatzbeschichtung mit der AlSi-Phase nachvollzogen werden. Es wird deutlich, dass Silizium in die Zusatzbeschichtung hineindiffundiert und ein anwachsendes Zwischenmaximum in einer Tiefe von 26,4 µm mit einer Konzentration von drei Masseprozent bildet. In Richtung Grundsubstrat findet nur ein geringes Maß an Diffusion von Silizium statt. Der oberflächennahe Chromgehalt in der Zusatzbeschichtung nimmt über die Ofenverweildauer von 18 %, auf 11,8 % (1 Minute), 8,2 % (2 Minuten) bis hin zu 6 % (3-5 Minuten) ab und stabilisiert sich auf diesem Wert. Die Diffusion von Nickel ist analog zu Chrom auf die Bereiche der AlSi-Beschichtung begrenzt. Nach einer Minute hat sich der Nickelgehalt an der Oberfläche bereits um ~75 % reduziert.

Im Vergleich zu der Monolayer-Auflage, reduzieren sich der Chrom- sowie der Nickelgehalt durch die auftretende Flüssigphase in signifikantem Ausmaß. Nach [156] verengt sich der Passivbereich der Stromdichte-Potential-Kurve mit sinkendem Chromgehalt. Bereits nach einer Minute Ofenverweilzeit liegt der oberflächennahe Chromgehalt auf <12 %. Hieraus ist ein deutlicher Anstieg der Metallauflösung und –korrosion zu erwarten. Aus diesem Gesichtspunkt kann der Einsatz einer chromhaltigen Deckschicht auf einer AlSi-Beschichtung aus Überlegungen der Diffusionscharakteristik bei Vorlage einer Flüssigphase ausgeschlossen werden. Der zunächst erwartete Benefit durch eine korrosionsbeständige und dichte Chromoxidschicht kann nicht nachgewiesen werden.



Vermeidung der Flüssigphasenverschiebung bei der induktiven Erwärmung

Um den Einfluss der Zusatzbeschichtung auf die Flüssigphasenverschiebung zu beurteilen werden die in Tabelle 17 dargestellten Erwärmungsversuche durchgeführt sowie dokumentiert.

Tabelle 17: Versuchübersicht zur Ermittlung der Höhe der Beschichtungsverschiebung bei V2A-zusatzbeschichteten AS150-Stahlplatten.

Probe	Beschichtungsvariante	Erwärmung	Vorschub
I	AS150 + 0.5 - 1 Edelstahl	~780°C, 68 A	20 mm/s
II	AS150 + 0.5 - 1 Edelstahl	~950°C	Statisch
III	AS150 + 2.5-3 Edelstahl	~780°C, 68 A	20 mm/s
IV	AS150 + 2.5-3 Edelstahl	~950°C, 68 A	Statisch
V	AS150 + 0.5-1 Edelstahl	I + Ofenerwärmung 3 min bei 950°C	20 mm/s
VI	AS150 + 2.5-3 Edelstahl	III + Ofenerwärmung 3 min bei 950°C	20 mm/s

Der Effekt der Beschichtungsverschiebung wird zunächst im Detail mittels Hochgeschwindigkeits-Aufnahmen analog zu Kapitel 4.1. mit 2000 Bildern pro Sekunde untersucht (vgl. Abbildung 181). Hierfür

wird ein mit $0.5\text{--}1\text{ }\mu\text{m}$ V2A zusatzbeschichteter Blechstreifen mit einem Vorschub von 4 mm/s und einer einwindigen Induktoranordnung erwärmt. Im Vergleich zur Beschichtungsverschiebung im konventionellen, AlSi-beschichteten, Fall ist die Edelstahlaufgabe deutlich ersichtlich und liegt wie eine Art Haut auf der sich verflüssigenden AlSi-Phase. Über den Blechquerschnitt kommt es zu fortschreitender Faltenbildung aufgrund einer wellenförmigen Bewegung der unterliegenden Flüssigphase. Es kommt im Vergleich zu der konventionell beschichteten Variante jedoch nicht zu einem Anwachsen der Beschichtungswelle, sondern zu einem andauernden Abbruch und zu einer Faltenbildung, die bis hin zu einer Rissinitiierung und –fortschritt führt.

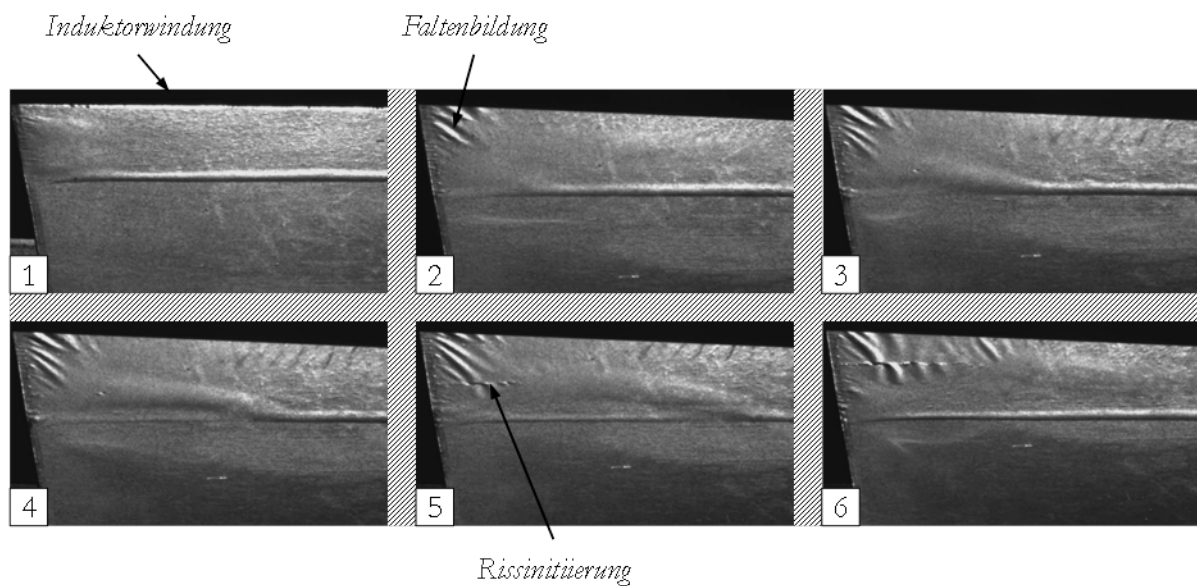


Abbildung 181: Sequenz aus einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme mit 2000 Bildern pro Sekunde eines induktiven Erwärmungsvorgangs einer mit $0.5\text{--}1\text{ }\mu\text{m}$ V2A-zusatzbeschichteten 22MnB5 + AS150 Platine

Eine Erhöhung der Vorschubgeschwindigkeit von 4 mm/s im einwindigen Induktor zu 20 mm/s und einer sechswindigen Ausführung führt zu einer Verringerung der unterliegenden Anhäufung. In den dynamischen Versuchen mit 20 mm/s auf eine Temperatur von $730\text{ }^{\circ}\text{C}$ kann lediglich bei der dickeren Beschichtung eine sehr leichte, nicht anwachsende Verschiebung detektiert werden. Die statische Erwärmung auf $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ führt zu einem Aufwurf an den Induktorausenkanten bzw. den kälteren Bereichen außerhalb des Induktors (entsprechend Markierung 1). Die Rissbildung aufgrund von Faltenaufwurf, wie sie in der Sequenz in Abbildung 181 dargestellt ist, bildet sich verstärkt bei dynamischen Untersuchungen aus. Hierbei findet die Rissinitiierung stets an den Blechkanten statt und propagiert von dort in Richtung Blechmitte. Der Grund dafür kann in der Probenpräparation gefunden werden. Die Kanten der Blechstreifen weisen keine Beschichtung (weder AlSi noch CrNi 18-9) auf, da die Proben aus größeren beschichteten Blechen entnommen wurden. Dies stellt den potentiellen industriellen Werkstoffzustand dar, da auch in diesem Fall die Formplatinen mechanisch oder mittels Laser aus dem Stahlband entnommen werden. Die freiliegende Beschichtung sowie die Flüssigphase kann folglich aufgrund der Instabilität in den Kantenbereichen einreißen und der Riss in die Fläche propagieren. Ein weiterer Grund

der Instabilität der festen Beschichtungsphase liegt in der partiellen Strömung sowie der thermischen Expansion bzw. Expansion durch Phasenwechsel der AlSi-Beschichtung. Etwaige Fehlstellen in der Beschichtung können ebenfalls Ursachen für ein potentielles Schichtversagen darstellen.

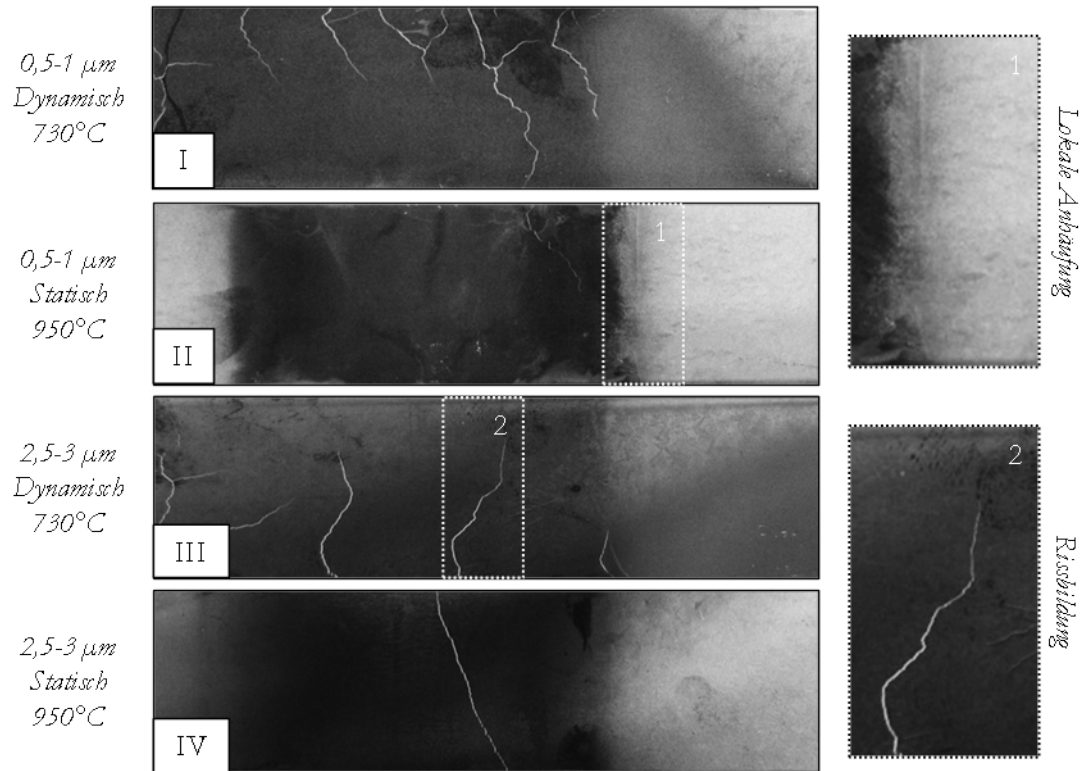


Abbildung 182: Probenübersicht nach dynamischer und statischer Induktionserwärmung für V2A-zusatzbeschichtete Blechstreifen.

Zur Untersuchung des Beschichtungsverhaltens nach einer nachgelagerten Wärmebehandlung werden die induktiv erwärmten Probestreifen für weitere 4 Minuten bei 930 °C in einem Kammerofen erwärmt. Nach der Ofenerwärmung weist die Oberfläche eine raue Topographie auf, die farbtechnisch stärker vom Braunen ins Graue überschlägt und der Referenz ähnelt. Darüber hinaus kann an der Schmelzfront keine Anhäufung mehr identifiziert werden. Dies lässt den Schluss zu, dass ein erneutes Aufschmelzen der AlSi-Beschichtung zu einem einglättenden Effekt auf die Beschichtungsphase führt.

Untersuchungen unter Umformbedingungen

Einen weiteren wichtigen Aspekt stellt das Verhalten der Beschichtung und insbesondere der Zusatzbeschichtung auf dem Aluminium-Silizium-Substrat unter Umformbedingungen im Werkzeug dar. Hierfür werden Abpressversuche an einer prototypischen Warmumformanlage mit Rollenherdofen durchgeführt und Trapezprofilbauteile abgepresst. Folgende Parameter werden gewählt:

Tabelle 18: Prozessparameter für die Abpressung von zusatzbeschichteten AS150 + V2A - Trapezprofilen.

Ofentemperatur	930°C
Ofenhaltezeit	T(870°C) + 75 Sekunden
Transferzeit	8 Sekunden
Pressengeschwindigkeit Eingang	200 mm/s
Pressengeschwindigkeit Ausgang	50 mm/s
Presskraft	10 MPa
Haltezeit im WKZ	15 Sekunden
Volumenstrom Kühlmedium	20 l/min

Die entsprechenden Ofenverweilzeiten werden auf Basis im Vorfeld durchgeführter Schleppmessungen ermittelt. Nach [17] beläuft sich die Verweilzeiten zur Erzeugung eines homogenen martensitischen Gefüges nach Erreichen von 870°C auf ungefähr 45 Sekunden. Für das „Durchlegieren“ der AlSi-Beschichtung werden weitere 30 Sekunden veranschlagt, weshalb konservativ eine Verweilzeit von $t(870^{\circ}\text{C})+75$ Sekunden gewählt wird.

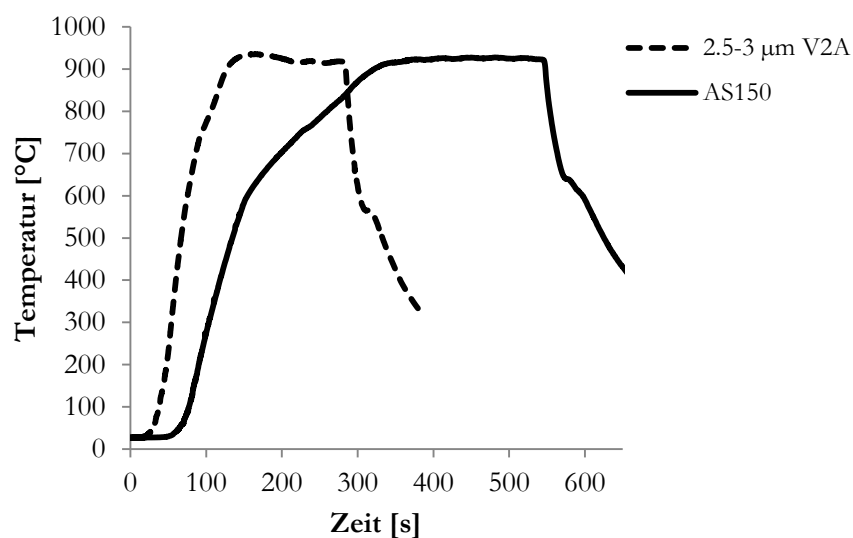


Abbildung 183: Schleppmessungen von AS150 Stahlplatten mit und ohne V2A-Zusatzbeschichtung in der Blechstärke 2 mm.

Die Schleppmessungen der mit Edelstahl zusatzbeschichteten Proben weisen eine höhere Aufheizgeschwindigkeit als die Referenz ohne Zusatzbeschichtung auf. Die schnellere Aufheizrate kann auf Basis der Vermeidung einer spiegelnden und flüssigen AlSi-Beschichtung mit hoher Reflektivität durch die Applikation einer Zusatzbeschichtung begründet werden. Die matte Oberfläche absorbiert die

Wärmestrahlung deutlich besser, dieser Effekt auf die Erwärmungseffizienz kann auch bei der Wärmebehandlung von vordiffundiertem Ausgangsmaterial beobachtet werden und stellt im Hinblick auf die Prozesseffizienz und insbesondere den Platinausschuss einen Zugewinn im Vergleich zum konventionellen Werkstoffsystem 22MnB5 + AS dar.

Aufgrund der homogenen Ofenerwärmung ohne große Marangonikräfte und in Abwesenheit von elektrohydrodynamischen Kräften sowie schlagartiger thermischer Ausdehnung der AlSi-Beschichtung beim Phasenwechsel kommt es bei der dünnen Beschichtungsvariante lediglich zur Ausbildung eines feinen Rissnetzwerks in Flanschbereichen der Edelstahlzusatzbeschichtung, wohingegen insbesondere der Kopf und die Flankenbereiche nur sporadisch Risse aufweisen. Auch kommt es in diesem Fall zu keiner merklichen Zunderbildung oder einem Abplatzen der Zusatzbeschichtung. Dies steht im Kontrast zu den mit 2,5-3 Mikrometer beschichteten Blechen bzw. Trapezprofilen. Bei den dicker zusatzbeschichteten Bauteilen ist eine deutliche Zunderbildung zu beobachten. Insbesondere an den Flanschbereichen löst sich die Zusatzbeschichtung schollenförmig ab und hinterlässt eine aus Aluminium, Silizium und Eisen bestehende Diffusionsschicht, die aufgrund der Diffusion im Ofen entstanden ist. Der Effekt der Rissbildung ähnelt dem aus der Bautechnik und Kunst bekannten Krakelee-Effekt, der insbesondere beim Trocknen und der damit verbundenen Volumenkontraktion von Farb- oder Deckschichten zu beobachten ist [157].

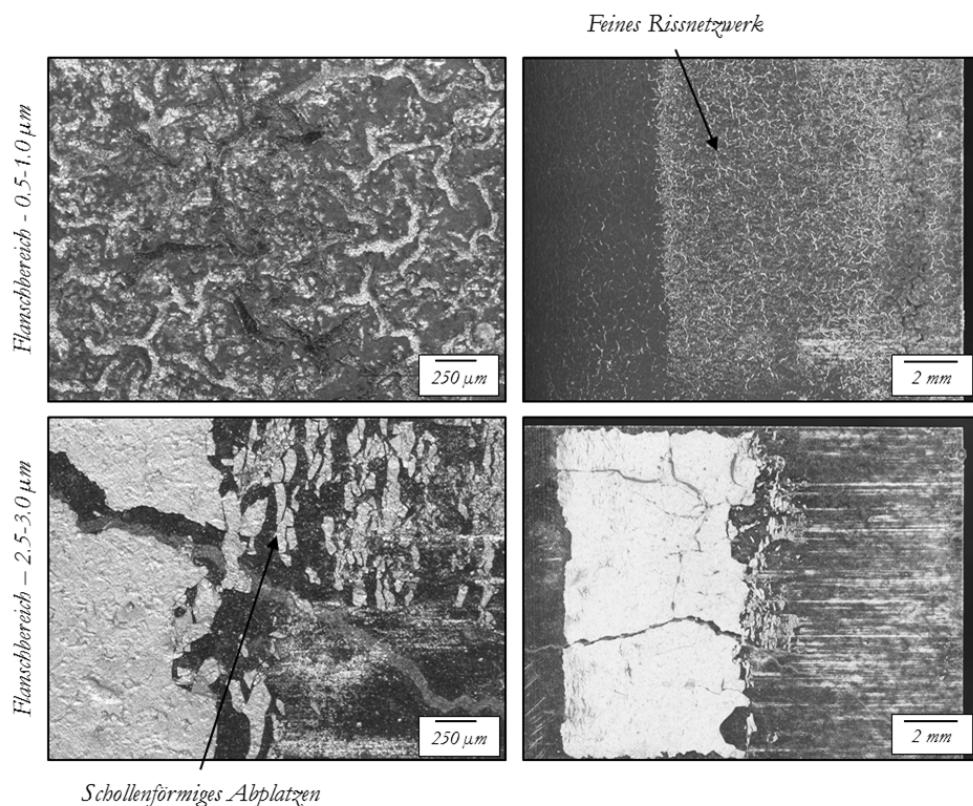


Abbildung 184: Topographicaufnahmen der Flanschbereiche von V2A-zusatzbeschichteten Trapezprofilen nach der Warmumformung.

Messungen mittels konfokaler Weißlichtmikroskopie ergeben eine Tiefe des Rissnetzwerks von bis zu 20 μm , was signifikant oberhalb der Dicke der Zusatzbeschichtung liegt.

Ferritischer rostfreier Stahl 1.4762 – X10CrAlSi25

Nickelhaltige Stähle stellen insbesondere in Kombination mit thermischen Fügeverfahren aufgrund potentieller Chrom (VI)-Bildung und der Klassifikation als Schwermetall ein gesundheitliches Gefährdungspotential dar, das sorgfältig überprüft werden muss. Geregelt wird dies in der EU-Verordnung Nr. 1907/2006 zur Zulassung und Beschränkung chemischer Stoffe (REACH) [158]. Aus diesem Grund werden in einer nächsten Untersuchung anstatt einer austenitischen Cr-Ni-Verbindung, Schichten eines ferritischen und rostfreien Edelstahls (X10CrAlSi25) auf unbeschichtetes Grundsubstrat als auch auf AS150- und AS80-beschichtetes Material aufgetragen. Der Werkstoff zeichnet sich durch einen hohen Chromgehalt zwischen 23 und 26 % aus, der eine gute Hitzebeständigkeit bedingt. Analog zu den vorhergehenden Untersuchungen werden Proben für die induktive Schnellerwärmung mit der Geometrie 250x50 mm beidseitig mittels physikalischer Gasphasenabscheidung beschichtet, wobei das Edelstahltarget mit einer Sputterleistung von 1.6 kW „eingesputtert“ wird und der Auftragsprozess nach vorangehendem Ätzen mit einer Leistung von 3.0 kW durchgeführt wird. Mit 2.5; 0.5-1 und 7 μm werden drei unterschiedliche Chargen erstellt und induktiv mit einer Stromstärke von 68 A und Vorschubgeschwindigkeiten zwischen 10 und 40 mm/s im Durchlauf erwärmt.

Die *Monolayer-Beschichtungen* von 1.4762 auf 22MnB5 zeigen ein mit der austenitischen Monolayerbeschichtung vergleichbares Erscheinungsbild nach der induktiven Erwärmung. Es ist keine Zunder- oder Flüssigphasenbildung zu beobachten und es kommt zu – von der Temperatur, der Auflagendicke und der Vorschubgeschwindigkeit abhängigen – Anlauffarben der Oberfläche. Im Hinblick auf die *Zusatzbeschichtungen* des ferritischen Edelstahls gibt es jedoch deutliche Unterschiede insbesondere in der Haftung der Beschichtung auf der AlSi-Phase, nach der induktiven Schnellerwärmung. Wie in Abbildung 185 dargestellt, kommt es zu einem Ablösen bzw. Abblättern der Zusatzbeschichtung und zu einer starken Rissbildung, die vorwiegend bei Abkühlung der Proben zu beobachten ist.

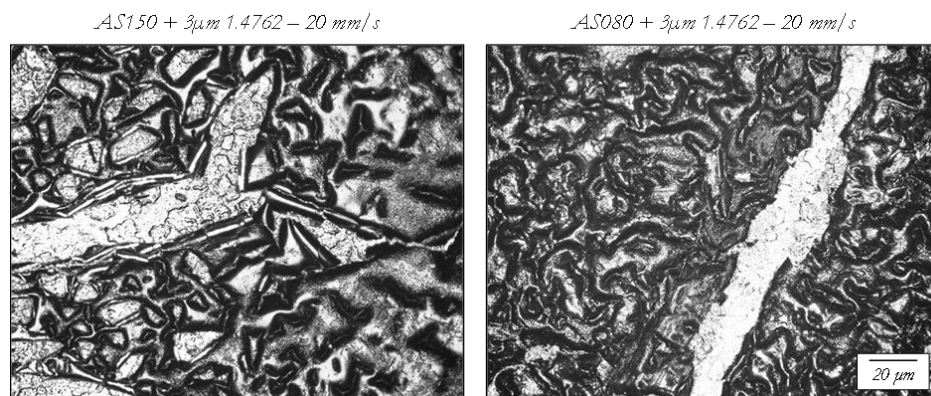


Abbildung 185: Topographiedarstellung aufgenommen unter einem Lichtmikroskop, zusatzbeschichtet mit 3 μm 1.4762, AS150 (links), AS080 (rechts), nach induktiver Erwärmung mit 68A und 20 mm/s.

Einen Grund für das spröde Verhalten der ferritischen rostfreien Stahlzusatzbeschichtung im Vergleich zur austenitischen Mikrostruktur, stellt die Gitterstruktur dar, die aufgrund einer geringeren Anzahl an Gleitebenen eine potentiell geringere Duktilität aufweist. Die beim Aufschmelzen der AlSi-Beschichtung entstehenden thermischen Spannungen können nicht in ausreichendem Maße elastisch bzw. plastisch relaxiert werden, was zur Rissbildung führt. Der Effekt tritt bei einer AS80-Beschichtung ebenfalls, jedoch in einer geringeren Größenordnung auf, da der Anteil an Flüssigphase während der Erwärmung signifikant geringer ist (vgl. Abbildung 186). Auf die absolute Beschichtungsverschiebung hat die brüchige Zusatzbeschichtung keine Auswirkung, es bildet sich analog zur Referenz eine Welle an der Schmelzfront aus.

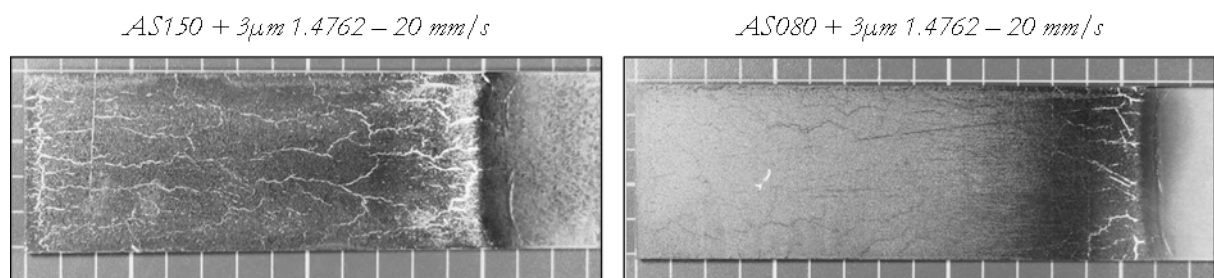


Abbildung 186: Mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 20 mm/s und einer Stromstärke 68 A, induktiv erwärmte und mit 3 µm - 1.4762 zusatzbeschichtete Probebleche, links AS150 und rechts AS080.

5.2.1.2 Oxidschichten

Neben hochschmelzenden metallischen Beschichtungen stellt die Applikation von dünnen Oxidschichten ebenfalls eine Möglichkeit dar, eine – während der induktiven Erwärmung – nicht schmelzende Zusatzschicht auf AlSi bereitzustellen. Hierbei sind grundlegend zwei unterschiedliche Vorgehensweisen denkbar. Auf der einen Seite können Oxidschichten bzw. oxidbildende Deckschichten mittels Sprüh-, Abscheide- oder Schmelztauchverfahren auf die Aluminium-Silizium-Oberfläche aufgetragen werden, andererseits besteht die Möglichkeit die aluminiumhaltige Schicht einer bewussten Oxidation auszusetzen um damit ein Dickenwachstum der natürlichen Oxidationsschicht zu erzielen. Dieser Prozess ist industriell als Anodisieren bekannt und zählt zur Gruppe der elektrolytischen Verfahren.

Es gibt Bestrebungen mit ZnO zusatzbeschichtete Produkte für die Warmumformung anzubieten (nach [159, 160]). Die Motivation dahinter steckt in der Verbesserung des Korrosionsschutzes durch Gewährleistung einer partiellen Phosphatierbarkeit und in Folge dessen besserer Lackhaftung. Eine Verbesserung des Korrosionsschutzes könnte die Applikationsmöglichkeit warmumgeformter Güten insbesondere in Nassbereichen der Karosserie ermöglichen und evtl. die Mehrkosten und –gewicht durch PVC-Auftrag reduzieren. In [160] werden mögliche Prozesse für die Abscheidung eines dünnen Beschichtungsfilms (1-5 µm) Zink auf AlSi-schmelztauchveredeltes Warmumformmaterial skizziert. Hierzu zählen ein zweiter Schmelztauchprozess, ein elektrolytisches Abscheiden sowie ein Filmabscheiden aus der Gasphase (PVD). Weitere Möglichkeiten entstehen durch die Applikation von Sol-Gel Verfahren

oder durch Sprühapplikation. Für die Untersuchung der Wirkung einer zusätzlichen Zink bzw. Zinkoxidschicht auf die Beschichtungsverschiebung wird ein Probeblech mit einer AS80 Auflage und Zinkoxid-Zusatzbeschichtung sowohl dynamisch als auch statisch induktiv auf Curie-Temperatur erwärmt. Das Ergebnis einer statischen Erwärmung der mit Zinkoxid zusatzbeschichteten Probe kann Abbildung 187 entnommen werden. Es zeigt sich kein messbarer Unterschied der Beschichtungsverschiebung im Vergleich zur monobeschichteten AS80. Auffällig ist analog zu den V2A-zusatzbeschichteten Proben ein eisschollenartiges Aufreißen der Beschichtung im Falle der statischen Erwärmung. Insbesondere mittig, in der zentralen Region des Induktors kommt es vermehrt zu Rissbildung. Eine plausible Erklärung dafür liegt in einem spröden Beschichtungsverhalten der Zn/ZnO-Zusatzbeschichtung, die die Ausdehnung (thermisch und durch Phasenwechsel) der AlSi-Beschichtung nicht in ausreichendem Maße elastisch-plastisch kompensieren kann.

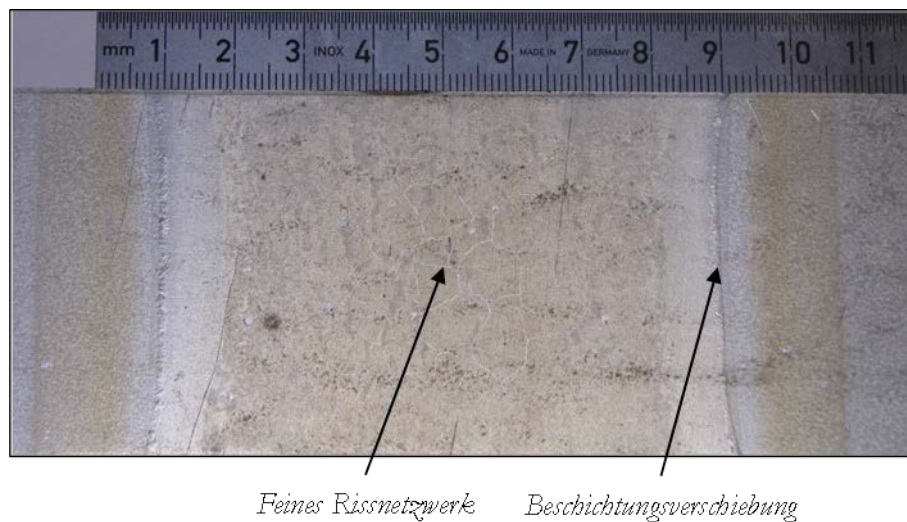


Abbildung 187: Statisch auf Curie-Temperatur induktiv erwärmte Probe mit AS80 + ZnO Beschichtung.

Eine dynamische Erwärmung mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 20 mm/s und einer effektiven Induktorstromstärke von 68 A zeigt eine signifikante Beschichtungsverschiebung, die auf der Rückseite des Bleches noch stärker ausgebildet ist. Ein klarer Effekt der ZnO-Zusatzbeschichtung auf die Verschiebung flüssiger Aluminium-Silizium-Phase lässt sich nicht feststellen.

Wie bereits erwähnt stellt der Prozess des Anodisierens eine Möglichkeit dar, die natürliche Oxidationsschicht der Beschichtung elektrolytisch zu verstärken. Das Verfahren ist auch als Eloxalverfahren bekannt (Elektrolytisch oxidiertes Aluminium). Hierbei wird das Blech in Form eines Bandes oder Platine in eine geeignete wässrige Lösung getaucht und eine Spannung appliziert wobei das Blech die Anode darstellt. Die Potentialdifferenz führt zur Bildung einer Oxidschicht auf der Anodenoberfläche und zu einer Reduktion von Wasser zu Wasserstoff an der Kathode. Entscheidende Prozessparameter beim Anodisieren stellen die Potentialdifferenz, die Anodisierungsdauer als auch die Wahl des entsprechenden Elektrolyten dar. Um den Effekt einer verstärkten Aluminiumoxidschicht auf

die Beschichtungsverschiebung bei der Schnellerwärmung zu untersuchen wird AS150 beschichtetes Warmumformmaterial in variierenden Auflagedicken stückanodisiert und wiederum der Effekt einer induktiven Erwärmung auf die Beschichtungsverschiebung dokumentiert. Auch nach einer Anodisierungsdauer von mehreren Stunden kann kein Effekt auf eine Beschichtungsverschiebung nachgewiesen werden

Die Ergebnisse dieses Kapitels zusammenfassend, kann eine Wirkung von Zusatzbeschichtungen auf AS-beschichtetem Warmumformmaterial auf einen Fluss der Beschichtungsphase bei der Schnellerwärmung für die Warmumformung gezeigt werden. Es ist festzuhalten, dass der direkte Kontakt zu einer AlSi-Flüssigphase die Diffusionscharakteristik im Vergleich zu einer festen Beschichtungsphase stark erhöht und im Fall einer Cr-Ni-Beschichtung im Anschluss an die Warmumformung der Anteil an Chrom und Nickel in oberflächennahen Bereichen signifikant abfällt. Darüber hinaus stellen Oxidschichten eine Möglichkeit dar die Bildung einer freien Flüssigphasenoberfläche zu unterbinden und der Entstehung potentieller Marangonikräfte entgegen zu wirken. Dieser Effekt kann im Experiment nicht bestätigt werden.

6 Zusammenfassung und Ausblick

In der vorliegenden Arbeit wurde der Effekt der thermo- und magnetokapillaren Flüssigphasenströmung bei Applikation einer Schnellerwärmungstechnologie in Kombination mit einer Aluminium-Silizium-Beschichtung sowohl numerisch als auch experimentell untersucht. Hierfür wurde ein Versuchsstand für die induktive Schnellerwärmung mit einer linearen Verschiebungseinheit aufgebaut. Hierdurch konnte Einblick in den Prozess der Beschichtungsverschiebung ab Erreichen der Schmelztemperatur gewonnen werden, den eine Anlage im Produktionsmaßstab z.B. nach Vibrans [27] aufgrund eines geschlossenen Systems nicht bietet. Darüber hinaus wird ebenfalls die Beschichtungsverschiebung bei Erwärmung mittels Stromfluss sowie keramischen Heizelementen betrachtet.

Um die Haupttriebkkräfte für den Strom der flüssigen Aluminiumphase auf der Blechoberfläche zu charakterisieren wurde neben einer dimensionslosen, numerischen Kraftabschätzung auch eine Simulation aufgesetzt, welche durch die Anwendung der Volume-of-Fluid-Methode oberflächensensitive Effekte wie die Marangonikraft berücksichtigen kann. Auf Basis dieser Untersuchungen zeigt sich eine deutliche Dominanz der Marangonikraft für den vorliegenden Applikationsfall einer 20-30 μm dünnen aluminiumreichen Beschichtung auf Warmumformmaterial. Im Vergleich zu – bei einer induktiven Erwärmung wirkenden – Lorentzkraften, die auf Gradienten in der magnetischen Feldstärke innerhalb des Induktors über die Blechoberfläche resultieren, ist die Marangonikraft um einen Faktor von mind. 68 größer. Eine experimentelle Validierung der thermischen Ursache für die Strömungsinitiiierung konnte über eine Schnellerwärmung mittels keramischen Heizelementen erbracht werden, bei der Blechproben in Abwesenheit magnethydrodynamischer Effekte erwärmt wurden. Auch hierbei kam es in Analogie zur Simulation zu einer Strömung in Richtung kälterer Bereiche.

Aufbauend auf der Erkenntnis, dass örtliche Temperaturunterschiede eine Zugkraft der Flüssigphase in Richtung geringerer Temperaturen induzieren, kann eine Beschichtungsverschiebung bei einer kontinuierlichen Längsfelderwärmung, bei der die Formplatte unweigerlich mit hohen Temperaturgradienten beaufschlagt wird, nicht vermieden werden. Auch besteht eine resultierende Triebkraft an Löchern oder Nuten, an denen selbst im Längsfeld keine gleichmäßige Erwärmung erfolgen kann. Es hat sich gezeigt, dass für die Beurteilung der Flüssigphasenverschiebung insbesondere die Temperaturverteilung der Oberfläche bei Schmelztemperatur der Flüssigphase relevant ist. Die Homogenität der Endtemperatur ist für die Fluidbewegung irrelevant. Neben der Applikation eines vordiffundierten Beschichtungszustandes, der während der Erwärmung keinen Flüssigphasenübergang erfährt, werden in der vorliegenden Arbeit zwei Vermeidungsstrategien vorgestellt und experimentell untersucht. Diese sollen eine prozesssichere Applikation einer Schnellerwärmungstechnologie mit AlSi-beschichtetem Warmumformmaterial auf Temperaturen oberhalb der Schmelztemperatur sicherstellen.

Das erste Konzept befasst sich mit der Applikation von Flussbarrieren in der Beschichtung vor oder während der Erwärmung. Hierdurch wird der Beschichtungsfluss partiell unterbrochen und eine globale

Verschiebung bis hin zu Anhäufungen am Platinenende vermieden. Die Barrieren können einerseits durch eine partielle, linien- oder punktförmige Entfernung der Beschichtung bis auf die Interdiffusionsschicht mechanisch oder mittels Laser und andererseits durch lokales Anheben der Schmelztemperatur realisiert werden. Insbesondere die Energieeinbringung und lokale Vordiffusion mittels Laser und Induktion zeigen eine starke Wirkung auf die wellenförmige Bewegung der Beschichtungsphase. Das Verfahren der Beschichtungsentfernung birgt die Gefahr der Zunderbildung im nachgelagerten Ofenprozess, da das Stahlsubstrat nach der Entfernung freiliegen kann. Die Absorptionscharakteristik und etwaige Chargenschwankungen der AlSi-Beschichtung erschweren die Anwendung von Lasertechnik für die partielle Vordiffusion, wodurch die Applikation einer linienförmigen Induktionserwärmung zur partiellen Diffusion in den Fokus rückt. Es wird ein Konzept zur induktiven Durchlauferwärmung für Formplatinen mit einer dreifachen Induktoranordnung vorgeschlagen. Hierbei liefert der erste Induktor eine Erwärmung mit einer Frequenz im Bereich von 5-10 kHz auf eine Temperatur knapp unterhalb der Schmelztemperatur. Ein zweiter linienförmiger und gepulster Längsfeldinduktor erwärmt die Beschichtung partiell in diskreten Abständen auf Temperaturen oberhalb der Schmelztemperatur und ein dritter Induktor erwärmt ebenfalls im Längsfeld aber mit signifikant höheren Frequenzen im Bereich zwischen 200-400 kHz, die Platine auf Endtemperatur. Die Applikation diskreter Aufschmelzbereiche zeigt eine gute Wirkung auf eine globale Beschichtungsverschiebung über die gesamte Platine.

Das zweite Konzept knüpft an die Identifikation der Haupttriebkraft als Marangonikraft an und zielt darauf ab, die wirkenden Marangonikräfte durch Vermeidung einer freien Flüssigphasenoberfläche zu reduzieren. Hierbei wurden eine Vielzahl an metallischen Beschichtungsvarianten auf deren Zunderbeständigkeit hin evaluiert und sowohl ferritischer als auch austenitischer Edelstahl als Zusatzbeschichtung auf Aluminium-Silizium abgeschieden. Es zeigt sich, dass eine Beschichtungsverschiebung durch die Applikation einer nicht-schmelzenden Zusatzbeschichtung vermieden werden kann. Problematisch gestalten sich hierbei jedoch die aggressive und diffusionsfördernde flüssige Aluminiumphase sowie die begrenzte Wirtschaftlichkeit der Gasphasenabscheidung metallischer Filme. Untersuchungen zeigen, dass oxidische Zusatzbeschichtungen ebenfalls applizierbar sind, welche einen Schmelzpunkt oberhalb der Erwärmungstemperatur aufweisen. Diese zeigen keinen signifikanten Einfluss auf eine Beschichtungsverschiebung bei der induktiven Erwärmung.

Neben der skizzierten induktiven Erwärmung mit einer dreifachen Induktoranordnung kann eine – an die Platinengeometrie angepasste – Induktorgeometrie, welche die gesamte Platinenfläche umfasst und in einem batchförmigen und teilstationären Prozess betrieben wird, in einer verschiebungsfreien und homogenen Schnellerwärmung resultieren. Hierbei muss sichergestellt werden, dass die Induktorgeometrie insofern an die Formplatine angepasst werden, dass keine signifikanten Temperaturgradienten während der Erwärmung auf der Platinenoberfläche vorliegen, welche in Marangonikräften resultieren würden.

Um abschließend einen Ausblick aufzuzeigen, ergeben sich eine Vielzahl weiterer offener Forschungsfragen im Spannungsfeld aus Schnellerwärmung und Werkstoffsystem für die Warmumformung. Hierzu zählt u.a. die Untersuchung und Entwicklung von nicht-schmelzenden Beschichtungen sowie wirtschaftlichen Vorbehandlungsprozessen (vgl. [161]). Es hat sich gezeigt, dass auch eine Texturierung der AlSi-Oberfläche eine wirtschaftliche Möglichkeit darstellt einer Fluidströmung entgegenzuwirken. Erste Untersuchungen wurden hier bereits erfolgreich durchgeführt, können im Rahmen der vorliegenden Arbeit aber nicht veröffentlicht werden. Auch die Absenkung der benötigten Erwärmungstemperatur für die Austenitisierung kann das Spektrum der in Betracht kommenden Oberflächensysteme durch die Reduktion der thermischen Randbedingungen deutlich erweitern.

7 Literaturverzeichnis

- [1] Haq, G., Weiss, M., CO2 labelling of passenger cars in Europe: Status, challenges, and future prospects. *Energy Policy* 2016, 95, 324–335.
- [2] Sims, R., Schaeffer, R., Transport - Climate Change 2014: Mitigation of Climate Change. *Cambridge University Press* 2014, 599–670.
- [3] Europäisches Parlament, Amt für Veröffentlichungen, Verordnung (EU) Nr. 333/2014 des Europäischen Parlaments und des Rates vom 11. März 2014 zur Änderung der Verordnung (EG) Nr. 443/2009 hinsichtlich der Festlegung der Modalitäten für das Erreichen des Ziels für 2020 zur Verringerung der CO2-Emissionen neuer Personenkraftwagen, 2014.
- [4] Europäisches Parlament, Amt für Veröffentlichungen, Verordnung (EG) Nr. 443/2009 des Europäischen Parlaments und des Rates vom 23. April 2009 zur Festsetzung von Emissionsnormen für neue Personenkraftwagen im Rahmen des Gesamtkonzepts der Gemeinschaft zur Verringerung der CO2-Emissionen von Personenkraftwagen und leichten Nutzfahrzeugen 2009.
- [5] Cheah, L., *Cars on a Diet: The Material and Energy Impacts of Passenger Vehicle Weight Reduction in the U.S.*, Cambridge Univ. Press, Cambridge 2010.
- [6] Günter, H., Diebold, F., Kothmann, M., Multi-Material Lightweight Design for Electronic Vehicles - Challenges in Production, in: Liewald, M. (Ed.), *New developments in sheet metal forming*, INVENTUM, Bonn 2016, 57–71.
- [7] Neugebauer, R., Altan T., Geiger M., Kleiner M. et al., Sheet Metal Forming at Elevated Temperatures. *Annals of the CIRP* 2006, 55, 793–816.
- [8] Wilsius, J., Hein, P., Kefferstein, R., Status and future trends of hot stamping of USIBOR 1500 P, in: *1. Erlanger Workshop Warmblechumformung: Tagungsband zum Berichts- und Industriekolloquium der von der DFG geförderten Forschergruppe FOR552 Erlangen 07. November 2006*, Meisenbach, Bamberg 2006, 82–101.
- [9] Aspacher, J., Higher Efficiency, Output and part quality by newest developments of press technology. *Strategien des Karosseriebaus*, Bad Nauheim 2016 Mar 15.
- [10] Kolleck, R., Veit R. Hofmann H. Lenze F. -J. (Ed.), *Alternative heating concept for hot sheet metal forming. Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel*, 2008.
- [11] Vibrans, T., Entwicklung einer Anlage zur induktiven Erwärmung von Formplatinen. *elektrowärme international* 2016, 39–44.
- [12] Schäffner, C., *Konduktive Erwärmung für die Warmblechumformung*. Dissertation, Hannover 2009.
- [13] Lehmann, H., Schwartz, R. (Eds.), *Rollenherdöfen für das Presshärten. 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2008*, 2008.
- [14] Deutsches Institut für Normung e.V., DIN 8580 - Fertigungsverfahren, 01.040.25; 25.020.
- [15] Deutsches Institut für Normung e.V., DIN 10052 - Begriffe der Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen, 10052nd Ed., 1993.

- [16] Kolleck, R., Veit, R., Merklein, M., Lechler, J. et al., Investigation on induction heating for hot stamping of boron alloyed steels. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 2009, 58, 275–278.
- [17] Ademaj, A., Weidig, U., Steinhoff K. (Eds.), *Phenomenological Thermo-Physical Approach on Process Monitoring in Hot Stamping of Coated Boron Steel. Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel CHS²*, 2013.
- [18] Watkins, J., Hot Stamping with USIBOR1500P. *AP&T Advanced Hot Stamping Seminar*, Detroit 2010 Sep 15.
- [19] Fan, D. W., De Cooman B. C., State-of-the-Knowledge on Coating Systems for Hot Stamped Parts. *Steel Research International* 2012, 83, 412–433.
- [20] Georgiadis, G., Weigert, P., Kurz H., Alsmann M. et al. (Eds.), *Untersuchung der Herstellbarkeit dünner Warmumformbauteile. 8. Erlanger Workshop Warmblechumformung*, 2013.
- [21] Tröster, T., Niewel, J., Salomon, R., *P805: Induktive Platinerwärmung für den Presshärteprozess von Mangan-Bor-Stahl (22MnB5)*, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf 2014.
- [22] Maeno, T., Mori, K.-I., Fujimoto, M., Improvements in productivity and formability by water and die quenching in hot stamping of ultra-high strength steel parts. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 2015.
- [23] Neugebauer R., Innovationsallianz Green Carbody Technologies - InnoCaT, 2013.
- [24] Wilzer, J. J., *Wärmeleitfähigkeit martensitisch härthbarer Stähle : physikalische Zusammenhänge, Einflussfaktoren und technischer Nutzen, Dissertation*, 2014.
- [25] Mekkaoui Alaoui, M., Oelkers, P., Malek, R., Kotzian, M. et al., *Segmentiertes Presshärtewerkzeug*. WO2013/013803, 2012.
- [26] Belanger, P., Steel Innovations in Hot Stamping. *Great Design in Steel*, Washington DC 2016 May 16.
- [27] Vibrans, T., *Induktive Erwärmung von Formplatten für die Warmumformung: Dissertation*, Chemnitz 2016.
- [28] Benkowsky, G., *Induktionserwärmung: Härten, Glühen, Schmelzen, Löten, Schweißen: Grundlagen und praktische Anleitungen für Induktionserwärmungsverfahren, insbesondere auf dem Gebiet der Hochfrequenz und Induktionserwärmung*, 5th Ed., Verlag Technik GmbH Berlin, Berlin 1990.
- [29] Kolleck, R., Aspacher J. Veit R., Efficiency of hot forming processes, in: Oldenburg, M., Steinhoff, K. (Eds.), *Proceedings Hot sheet metal forming of high-performance steel*, Verl. Wiss. Scripten, Auerbach 2009, 173–179.
- [30] Behrens, B.-A., Hübner, S., Local Hot Stamping - Innovative and Energy Efficient by means of Conductive Heating. *Strategies in Car Body Engineering*, Bad Nauheim 2016 Mar 15.
- [31] Feuser, P., Merklein, M., Partially Hot-formed Parts from 22MnB5 - Process Windows, Material Characteristics and Component Test results. *Proceedings of the international Conference on technology of plasticity* 2011, 408–413.
- [32] Pohl, S., Hauger, A., *Wärmebehandlung von flexibel gewalztem Band*. DE102007039279 B3, 2007.
- [33] Ploshikhin, V., Kaiser, J., Bleier, H., Neue Entwicklungen in der Erwärmungstechnologie beim Warmumformen von Blechen. *MEFORM* 2011.

- [34] Ploshikhin, V., Prihodovsky, A., Kaiser J., Skutella L. et al., Contact heating – New heating technology for heat treatment and hot forming, in: Kolleck, R. (Ed.), *Proceedings TTP2013 Tools and Technologies for Processing Ultra High Strength Materials. TTP Tools and Technologies for Processing Ultra High Strength Materials*, Graz, 19-20 September, 2013, 265–274.
- [35] Pierschel, N., Richter, C., Neue Ansätze zur Effizienz- und Flexibilitätssteigerung für Presshärteprozesse. *Workshop Blechwarmumformung*, Chemnitz 2015.
- [36] Behrens, B. A., Hübner S. Bougecha A. Schrödter J., Konduktive Erwärmung von Formplatten - Heißes Eisen. *CADFEM Journal* 2012, 02/2012, 30–31.
- [37] Behrens, B.-A., Hübner, S., Konduktive Erwärmung von Formplatten für das Presshärten: EFB-Forschungsbericht Nr. 400, Hannover 2014.
- [38] Schülbe, H., Nikanorov A. Nacke B., Induktive Erwärmung von metallischem Flachgut. *ETG-Kongress: Innovationen in der Elektroprozessstechnik*, Hamburg Oktober 2003.
- [39] Rudnev, V., *Handbook of induction heating. Manufacturing engineering and materials processing*, Vol. 61, Dekker, New York, NY 2003.
- [40] Veit, R., Kolleck, R., Gasser C., Wilfinger G., Development of a Close-to-production Prototype of an Induction Heating Device for Hot Stamping of Boron Alloyed Steels, in: Wieland, H.-J. (Ed.), *Proceedings SCT - International Conference on Steels in Cars and Trucks: SCT 2011*, Stahleisen GmbH, Düsseldorf 2011, 58–63.
- [41] Veit, R., Hofmann H. Kolleck R. Sikora S., Investigation of the Phase Formation of AlSiCoatings for Hot Stamping of Boron Alloyed Steel, in: *AIP Conference Proceedings 2011*, 769–774.
- [42] Tröster, T., *Induktive Platinenerwärmung für den Presshärteprozess von Mangan-Bor-Stahl (22MnB5)*, IGF Vorhaben 16319N P805 - Fosta, 2014.
- [43] Opitz, T., Induktive Schnellerwärmung von Formplatten für die Warmumformung im Karosseriebau. *HTM J. Heat Treatment Mat.* 70 2015, 201–206.
- [44] Todzy, T., *Prozessfenster beim Presshärten bei schneller Erwärmung von Stahlplatten mit Aluminium-Silizium-Beschichtung*. Dissertation, Siegen 2015.
- [45] Niewel, J., Tröster, T. (Eds.), *Inductive heating of sheet metal for the press hardening process. SCT - Steels in Cars and Trucks*, 2014.
- [46] Todzy, T., Wortberg, D., Engel B., Weyrich M., Verkürzte Erwärmungszeiten: Einfluss auf die Werkstoffeigenschaften des presshärtbaren Stahls 22MnB5, in: Merklein, M. (Ed.), *Tagungsband zum 8. Erlanger Workshop Warmblechumformung Erlangen 12. Nov. 2013*, Meisenbach, Bamberg 2013, 219–236.
- [47] Kolleck, R., Veit, R., Inductive Heating of Al/Si-coated Boron Alloyed Steels, in: Kolleck, R. (Ed.), *Tools and technologies for the processing of ultra high strength steels*, Verl. der Techn. Univ, Graz 2010.
- [48] Veit, R., Hofmann, H., Kolleck R., Brugger P. et al. (Eds.), *Phase Formation of AlSi-Coatings during Induction Heating of Boron Alloyed Steel Sheets. TTP 2011*, 2011.
- [49] Tröster, T., Marten, T., Adelbert S., Kadim A., *P850: Wirbelbettermwärmung von Platten für das Presshärten*, Verlag und Vertriebsgesellschaft mbH, Düsseldorf 2012.

- [50] Siebert, P., Alsmann M. Watermeier H. -J. (Ed.), *Influence of different Heating Technologies on the Coating Properties of Hot-Dip Aluminized 22MnB5. Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel*, 2011.
- [51] Siebert, P., *Untersuchung des Einflusses alternativer Erwärmungstechnologien für das Formbärten auf 22MnB5 und dessen Beschichtungssysteme*. Masterarbeit, 2009.
- [52] Bors, M., Prokoph, S. (Eds.), *Direct Flame Impingement - A New Way to increase efficiency in Hot Forming of Press-Hardened UHS Steels. Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel CHS²*, 2013.
- [53] Bors, M., Paceflame-A Versatile Tool to Boost Efficiency in Hot Forming Processes, in: Steinhoff, K., Oldenburg, M., Prakash, B. (Eds.), *Proceedings Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel. Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel 2015*, Toronto, 31.05.2015, Verl. Wiss. Scripten, Auerbach 2015, 315–322.
- [54] Naderi, M., *Hot Stamping of Ultra High Strength Steels*. Dissertation, Aachen 2007.
- [55] Naderi, M., Ketabchi M. Abbasi M. Bleck W., Analysis of microstructure and mechanical properties of different high strength carbon steels after hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology* 2011, 211, 1117–1125.
- [56] Hartmann, H.-F., *Der Formhärteprozess im Vokswagen Konzern*. Diplomarbeit, Clausthal 2011.
- [57] Hoff, C., *Untersuchung der Prozesseinflussgrößen beim Presshärten des höchstfesten Vergütungsstahls 22MnB5*. Dissertation, Erlangen-Nürnberg 2007.
- [58] Barcellona, A., Palmeri, D., Effect of Plastic Hot Deformation on the Hardness and Continuous Cooling Transformations of 22MnB5 Microalloyed Boron Steel. *Metall and Mat Trans A* 2009, 40, 1160–1174.
- [59] Turetta, A., Bruschi S. Ghiotti A., Investigation of 22MnB5 formability in hot stamping operations. *Journal of Materials Processing Technology* 2006, 177, 396–400.
- [60] Bain, E. C., The Natur of Martensite. *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers* 1924, 1924, 25–46.
- [61] Läpple, V., *Werkstofftechnik Maschinenbau: Theoretische Grundlagen und praktische Anwendungen ; [neue europäische und internationale Normen]*. *Bibliothek des technischen Wissens*, 5th Ed., Verl. Europa-Lehrmittel Nourney Vollmer, Haan-Gruiten 2015.
- [62] Naderi, M., Durrenberger, L., Molinari, A., Bleck, W., Constitutive relationships for 22MnB5 boron steel deformed isothermally at high temperatures. *Materials Science and Engineering: A* 478 2008, 130–139.
- [63] Capitaine, H., Steel and its innovations - Challenges and solutions. *3M Tagung - Faszination Kleben*, 2013 Nov 27.
- [64] Badinier, G., Development of a 1.8 GPa Martensitic Stainless Steel for Hot Stamping Application, in: *CHS² 2015*, 715–723.
- [65] Yi, H. L., A New Invention of Press-hardened Steel Achieving 1880 MPa Tensile Strength Combined with 16% Elongation in Hot-Stamped Parts, in: Steinhoff, K., Oldenburg, M., Prakash, B. (Eds.),

- Proceedings Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel. Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel 2015*, Toronto, 31.05.2015, Verl. Wiss. Scripten, Auerbach 2015.
- [66] Zinke, M., Schlussbericht AiF - Untersuchung des Wasserstoffgefährdungspotentials warmumgeformter Bauteile aus hochfestem Stahl, Universität Magdeburg, 2013.
- [67] Merklein, M., Wieland, M., Lechner, M., Bruschi, S. et al., Hot stamping of boron steel sheets with tailored properties: A review. *Journal of Materials Processing Technology* 2016, 228, 11–24.
- [68] Zhang, J. C., Di, H. S., Deng, Y. G., Li, S. C. et al., Microstructure and mechanical property relationship in an ultrahigh strength 980MPa grade high-Al low-Si dual phase steel. *Materials Science and Engineering: A* 2015, 645, 232–240.
- [69] Mori, K. (Ed.), *Warm and Hot Stamping of Ultra High Strength Steel Sheets Using Rapid Resistance Heating. 2nd International Conference on New Forming Technology*, 2007.
- [70] Behrens, B. A., Schäffner C., Halbwarmumformung hoch- und höchstfester Stähle - EFB-Forschungsbericht Nr. 272, 2007.
- [71] Hirschvogel, M., Halbwarmumformung. *Umformtechnisches Kolloquium Hannover*, Hannover 1977 Mar 17.
- [72] Minote, T., Funakawa, Y., Saito, N., Mechanical behavior of 980 MPa Nanohiten at elevated temperatures and its effect on springback in warm forming. *Key Engineering Materials* 2014, 2014, 11–18.
- [73] Moor, E. de, Matlock, D. K., Speer, J. G., Merwin, M. J., Austenite stabilization through manganese enrichment. *Scripta Materialia* 2011, 64, 185–188.
- [74] Lu, S.-Y., Yao, K.-F., Chen, Y.-B., Wang, M.-H. et al., Effect of quenching and partitioning on the microstructure evolution and electrochemical properties of a martensitic stainless steel. *Corrosion Science* 2015.
- [75] Linke, B., Hatscher, A., Microstructure and Mechanical Properties of Low, Medium and High Si press hardening steels subjected to Q&P. *MSE Material Science and Engineering (2016)*, Darmstadt 2016 Sep 27.
- [76] Sartor, M., Khalil, T., Schoppe, J., Verringerung der Zunderbildung durch Beschichtungen. *Schmiedejournal September* 2012, 50–52.
- [77] Laurent, J.-P., Hennechart, J.-P., Spehner, D., EP1013785B2 - Process for manufacturing of a part from a hot-rolled sheet. EP1013785B2, 1999.
- [78] Suehiro, M., Kusumi K. Miyakoshi T. Maki J. Ohgami M., Properties of Aluminum-coated Steels for Hot-forming. *Nippon Steel Technical Report 88* 2003, 16–21.
- [79] Fan, D. W., De Cooman B. C., Coating Degradation in Hot Press Forming. *ISIJ International* 2010, 561–568.
- [80] Windmann, M., Röttger, A., Theisen W., Formation of intermetallic phases in Al-coated hot-stamped 22MnB5 sheets in terms of coating thickness and Si content. *Surface & Coatings Technology* 246 2014, 17–25.

- [81] Windmann, M., Röttger, A., Theisen W., Phase formation at the interface between a boron alloyed steel substrate and an Al-rich coating. *Surface & Coatings Technology* 2013, 226, 130–139.
- [82] Windmann, M., Röttger, A., Theisen, W., Hot-forming tool steel wear mechanisms during forming and quenching of Al-base coated 22MnB5. *10th Tool Conference 2016*, Bratislava 2016 Oct 5.
- [83] Siebert, P., Alsmann, M., Clobes J., Morgenroth W. et al., Untersuchung des Einflusses alternativer Erwärmungstechnologien für das Formhärten auf 22MnB5 und dessen Beschichtungssysteme zur ökologischen und ökonomischen Prozessauslegung von Formhärteöfen, in: Neugebauer, R., Drossel, W.-G. (Eds.), *Proceedings 4th International Conference on Accuracy in Forming Technology - ICAFT 2012*, Chemnitz, 13.-14.11.2012, Vol. 66, Verl. Wiss. Scripten, Zwickau 2012, 77–90.
- [84] Drillet, P., Spehner D., Kefferstein R., *Coated Steel Strips*. WO 2008/053273 A1, 2008.
- [85] Drillet, P., Grigorieva, R., Leuillier, G., Vietoris, T., Study of cracks propagation inside the steel on press hardened steel zinc based coatings. *La Metallurgia Italiana - n. 1* 2012, 3–8.
- [86] Hensen, G., Melfo, W., Chen S., Bleeker R. et al., Developing Zinc Coated Boron Steel: Balancing Microcrack Performance and Corrosion Protection, in: Oldenburg, M., Prakash, B., Steinhoff, K. (Eds.), *Proceedings Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel*, Vol. 4, Verl. Wiss. Scripten, Auerbach 2013, 461–468.
- [87] Kurz, T., Luckeneder, G., Manzenreiter, T., Schwinghammer, H. et al., Zinc Coated Press-Hardening Steel - Challenges and Solutions. *SAE Technical Paper Series* 2015.
- [88] Emile Haye, *Industrial Solutions for Inductive heating of steels*. Masterarbeit, Lulea 2013.
- [89] Karbalaei, A., Kumar, R., Cho, H., Thermocapillarity in Microfluids - A review. *Micromachines* 2016, 7, 13.
- [90] Viviani, A., Zuev, A., Deformation and rupture of a horizontal liquid layer by thermal and solutal Marangoni flows. *Energy Conversion and Management* 2008, 49, 3232–3236.
- [91] Tsukada, T., The Role of Marangoni Convection in Crystal Growth, in: Rudolph, P., Nishinaga, T. (Eds.), *Handbook of crystal growth*, 2nd Ed., Elsevier, Amsterdam 2015, 871–907.
- [92] Pearson, J. R. A., On convection cells induced by surface tension. *J. Fluid Mech.* 1958, 4, 489.
- [93] Marangoni, C., Über die Ausbreitung der Tropfen einer Flüssigkeit auf der Oberfläche einer anderen. *Poggendorff's Annalen der Physik Chemie* 1871, 337–354.
- [94] Thomson, J. M., Taylor Vortices and Bernard Cells 2000.
- [95] Tritton, D. J., *Physical fluid dynamics*. Oxford science publications, 2nd Ed., Clarendon Press, Oxford 1992.
- [96] Shereshefsky, L. J., Surface Tension of Saturated Vapors and the Equation of Eötvös. *J. Phys. Chem.* 1931, 1712–1720.
- [97] Probstein, R. F., *Physicochemical hydrodynamics: An introduction*. Butterworths series in chemical engineering, Butterworths, Boston u.a. 1991.
- [98] Koschmieder, E. L., *Bénard cells and Taylor vortices*. Cambridge monographs on mechanics and applied mathematics, Cambridge Univ. Press, Cambridge 1993.

- [99] Smith, M., Davis, S., Instabilities of dynamic thermocapillary liquid layers. *J. Fluid Mech.* 1983, 119–144.
- [100] Gambaryan-Roisman, T., Modulation of Marangoni convection in liquid films. *Advances in colloid and interface science* 2015, 222, 319–331.
- [101] Zaki Saptari Saldi, *Marangoni Driven Free Surface Flows In Liquid Weld Pools*. Dissertation, Delft 2012.
- [102] Alexeev, A., Gambaryan-Roisman, T., Stephan, P., Marangoni convection and heat transfer in thin liquid films on heated walls with topography: Experiments and numerical study. *Physics of Fluids* 2005, 17.
- [103] Kabova, Y. O., Alexeev, A., Gambaryan-Roisman, T., Stephan, P., Marangoni-induced deformation and rupture of a liquid fil on a heated microstructured wall. *Physics of Fluids* 2006, 18.
- [104] Stroock, A. D., Ismagilov, R. F., Stone, H. A., Whitesides, G. M., Fluidic Ratchet Based on Marangoni–Bénard Convection. *Langmuir* 2003, 19, 4358–4362.
- [105] Oron, A., Long-scale evolution of thin liquid films. *Reviews of Modern Physics* 1997, 1997, 931–980.
- [106] Yeo, L. Y., Craster, R. V., Matar, O. K., Marangoni instability of a thin liquid film resting on a locally heated horizontal wall. *Physical review. E, Statistical, nonlinear, and soft matter physics* 2003, 67.
- [107] Ajaev, V. S., Willis, D. A., Thermocapillary flow and rupture in films of molten metal on a substrate. *Phys. Fluids* 2003, 15, 3144.
- [108] Bestehorn, M., Pototsky, A., Thiele, U., 3D Large scale Marangoni convection in liquid films. *The European Physical Journal B - Condensed Matter* 2003, 33, 457–467.
- [109] Tan, M. ., Bankoff, S. G., Davis, S. H., Steady thermocapillary flows of thin liquid layers. I. Theory. *Phys. Fluids* 1990, 313–321.
- [110] Burelbach, J. P., Bankoff, S. G., Davis, S. H., Steady thermocapillary flows of thin liquid layers. II. Experiment. *Phys. Fluids A2* 1990, 322–333.
- [111] Pfefferkorn, F. E., Duffie, N. A., Li, X., Vadali, M. et al., Improving surface finish in pulsed laser micro polishing using thermocapillary flow. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 2013, 62, 203–206.
- [112] Poprawe, R., *Lasertechnik für die Fertigung: Grundlagen, Perspektiven und Beispiele für den innovativen Ingenieur. VDI-Buch*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin Heidelberg 2005.
- [113] Ivanova, N. A., Starov, V. M., Trybala, A., Flyagin, V. M., Removal of micrometer size particles from surfaces using laser-induced thermocapillary flow: Experimental results. *Journal of colloid and interface science* 2016, 473, 120–125.
- [114] Gasser, A., *Oberflächenbehandlung metallischer Werkstoffe mit CO2-Laserstrahlung in der flüssigen Phase*, 1st Ed., Mainz, Aachen 1993.
- [115] Grigoriev, R. O., Schatz, M. F., Sharma, V., Chaotic mixing in microdroplets. *Lab on a chip* 2006, 6, 1369–1372.
- [116] Mattox, D. M. (Ed.), *Handbook of physical vapor deposition (PVD) processing*, 2nd Ed., William Andrew, Oxford, UK 2010.

- [117] Kelly, P. J., Magnetron Sputtering, a review of recent development and applications. *Vacuum Surface Engineering* 2000.
- [118] Suryanarayana, C., *Non-equilibrium Processing of Materials, 1st Edition*, Pergamon, 1999.
- [119] Chapin J.S., US4166018 Sputtering Process and Apparatus 1979.
- [120] Bräuer, G., Szyszka, B., Vergöhl, M., Bandorf, R., Magnetron sputtering – Milestones of 30 years. *Vacuum* 2010, 84, 1354–1359.
- [121] Dausinger, F., *Strahlwerkzeug Laser: Energiekopplung und Prozesseffektivität*. Habilitation, Teubner, Stuttgart 1995.
- [122] Heigl, R., Laser in der Materialbearbeitung - Herstellung von Randschichten auf Aluminiumgusslegierungen mittels Laserstrahlung: Forschungsberichte des IFSW 2004.
- [123] Gref, W., *Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen mit der Fokusmatrixtechnik*. Zugl.: Stuttgart, Univ., Diss., 2005. *Laser in der Materialbearbeitung - Forschungsberichte des IFSW*, Utz, München 2005.
- [124] Rubenchik, A. M., Wu, S. S., Kanz, V. K., Temperature dependent 780-nm laser absorption by engineering grade aluminum, titanium and steel alloy surfaces. *Lawrence Livermore National Laboratory, Livermore, CA94550* 2013.
- [125] Palik, E. D., *Handbook of optical constants of solids*, Acad. Press, San Diego, Calif. 2003.
- [126] Stern, G., Absorptivity of CO₂-, CO- and YAG-Laser Beams by Different Metallic Alloys. *3rd European Conference on Laser Treatment of Materials (ECLAT)*, Erlangen 1990 Sep 19.
- [127] Hirt, C., Nichols, B., Volume of fluid (VOF) method for the dynamics of free boundaries. *Journal of Computational Physics* 1981, 39, 201–225.
- [128] Brackbill, J. U., Kothe, D. B., A Continuum Method for Modeling Surface Tension. *Journal of Computational Physics* 1992, 335–354.
- [129] Albert, C., Raach, H., Influence of surface tension models on the hydrodynamics of wavy laminar falling film in Volume of Fluid-simulations. *International Journal of Multiphase Flow* 2012, 66–71.
- [130] Xiong, Z., Research on Elements Distribution in Hot Dip Aluminum Silicon Coating of Hot Stamping Steel 2015.
- [131] Sergio Lupi, Michele Forzan, Lupi, S., Forzan, M. et al., *Induction and direct resistance heating: Rheory and numerical modeling*, Springer, Cham 2015.
- [132] ANSYS, Ansys Fluent User Guide, 2017.
- [133] Johansson, K., Numerical Simulation of Fuel Filling with Volume of Fluid: Masterarbeit, Gothenburg 2011.
- [134] Piatkowski, J., Testing Phase Changes in Al-Si Alloys With Application of Thermal Analysis And Differential Calorimetric Analysis. *Metallurgija* 2012, 469–472.
- [135] Nai-Kuang Tang, The Effect of Silicon on the Thermal conductivity of Al-Si Alloys. *Materials Science and Technology* 2013, Montreal 2013 Oct 27.
- [136] Landry, K., Kalogeropoulou, S., Eustathopoulos, N., Wettability of carbon by aluminum and aluminum alloys. *Materials Science and Engineering: A* 1998, 254, 99–111.

- [137] Landry, K., Kalogeropoulou, S., Eustathopoulos, N., Naidich, Y. et al., Characteristic contact angles in the Aluminium/vitreous carbon system. *Scripta Materialia* 1996, *34*, 841–846.
- [138] Laurent, V., Chatain, D., Chatillon, C., Wettability of Monocrystalline Alumina by Aluminum between its melting point and 1273 K. *Acta Metallurgica* 1987, 1797–1803.
- [139] Sobczak, N., Singh, M., Asthana, R., High-temperature wettability measurements in metal/ceramic systems – Some methodological issues. *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 2005, *9*, 241–253.
- [140] Voller, V. R., Fixed grid techniques for phase change problems: A review. *International Journal For Numerical Methods in Engineering* 1990, 875–898.
- [141] Voller, V. R., A fixed grid numerical modelling methodology for convection-diffusion mushy region phase change problems. *Int. J. Heat Mass Transfer* 1987, 1709–1719.
- [142] Thermo-Calc, TTAL8 Version 8.1: Aluminium-based Alloys, 2016.
- [143] Saunders, N., The Application of Calculated Phase Equilibria to Multi-Component Aluminum Alloys. *J.JILM* 2001, *2001*, 141–150.
- [144] Ohtani, H., The Calphad Method, in: *Springer Handbook of Materials Measurement Methods*, 1001–1030.
- [145] Makhlof, M. M., Guthy, H. V., The aluminum–silicon eutectic reaction: mechanisms and crystallography. *Journal of Light Metals* 2001, *1*, 199–218.
- [146] Poirier, D. R., Density, Viscosity, and Diffusion Coefficients in Hypoeutectic Al-Si Liquid Alloys: An Assessment of Available Data. *Metall and Materi Trans B* 2014, *45*, 1345–1354.
- [147] Magnusson, T., Arnberg, L., Density and Solidification shrinkage of hypoeutectic aluminum-silicon alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A* 2001, 2605–2613.
- [148] Srirangam, P., Jeyakumar, M., Kramer, M., Partial pair correlation functions and viscosity of liquid Al-Si hypoeutectic alloys via high-energy X-ray diffraction experiments. *Philosophical Magazine* 2011, 3867–3904.
- [149] Wentink, D. J., Matthews, D., Appelman, N. M., Toose, E. M., A generic model for surface texture development, wear and roughness transfer in skin pass rolling. *Wear* 2015, 167–176.
- [150] Hunklinger, S., *Festkörperphysik. Studium*, 4th Ed., Oldenbourg, München 2014.
- [151] Richter, B., *Untersuchung einer prototypischen Anlage zur induktiven Erwärmung metallischer Werkstücke*. Masterarbeit, Hannover 2015.
- [152] Massalski, T. B., Okamoto, H., Subramanian, P. R., *Binary alloy phase diagrams*, ASM International, Metals Park Ohio 1990.
- [153] Schultz, L., Freudenberger J., *Physikalische Werkstoffeigenschaften - Verfestigungsmechanismen*, IFW Dresden 2003.
- [154] Tomotsugu Shimokawa, S. K., Dislocation Multiplication from the Frank–Read Source in Atomic Models. *Materials Transactions* 2014, 58–63.
- [155] Bergmann, L., Schaefer, C., *Lehrbuch der Experimentalphysik Band 3: Optik*, 1993.

- [156] Bleck, W., *Spezielle Werkstoffkunde der Stähle für Studium und Praxis*, 2nd Ed., Mainz, Aachen 2012.
- [157] Snethlage, R., *Illustrated glossary on Stone deterioration patterns: Illustriertes Glossar der Verwitterungsformen von Naturstein. Monuments and sites*, Vol. 15, 1st Ed., Imhof, Petersberg 2010.
- [158] Europäisches Parlament, Amt für Veröffentlichungen, Verordnung (EG) Nr. 1907/2006 zur Registrierung, Bewertung, Zulassung und Beschränkung chemischer Stoffe (REACH), 2006.
- [159] Allely, C., Amorim, T., Leuillier, G., *A Method for the manufacture of a phosphatable part starting from a steel sheet coated with a metallic coating based on aluminium*. WO 2017/017485A1.
- [160] Lupp, B., Albers, A., *Method for Producing a steel component by hot forming and steel component produced by hot forming*. US2012/085466, 2012.
- [161] Oh, J., Seongwoo, K., Development of a new Al coating for press hardening, in: *International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel CHS2 2017*, 131–137.